
Fertigungsinduzierte Eigenschaften von Spaltprofilen: Anisotropie, Umformbarkeit, Eigenspannungen



TECHNISCHE
UNIVERSITÄT
DARMSTADT

Vom Fachbereich Material- und Geowissenschaften
der Technischen Universität Darmstadt

zur Erlangung des akademischen Grades eines

Doktor Ingenieurs
(Dr.-Ing.)

genehmigte Dissertation
vorgelegt von

Dipl.-Ing. Jörn Niehuesbernd
aus Offenbach a.M.

Hauptberichterstatter: Prof. Dr.-Ing. C. Müller
Nebenberichterstatter: Prof. Dr. W. Ensinger

Tag der Einreichung: 10.07.2018
Tag der mündlichen Prüfung: 30.08.2018

Darmstadt 2018

Niehuesbernd, Jörn: Fertigungsinduzierte Eigenschaften von Spaltprofilen: Anisotropie, Umformbarkeit, Eigenspannungen

Darmstadt, Technische Universität Darmstadt,
Jahr der Veröffentlichung der Dissertation auf TUpriints: 2018
Tag der mündlichen Prüfung: 30.08.2018

Veröffentlicht unter CC BY-SA 4.0 International
<https://creativecommons.org/licenses>

I. Inhaltsverzeichnis

I.	Inhaltsverzeichnis.....	1
II.	Abkürzungsverzeichnis.....	5
1.	Einleitung	7
2.	Literaturübersicht.....	9
2.1.	Ultrafeinkörnige Gefüge.....	9
2.1.1.	Mikrostrukturelle Mechanismen der Entstehung ultrafeinkörniger Gefüge.....	10
2.1.2.	Verfahren zur Herstellung von UFG-Gefügen.....	11
2.2.	Eigenschaften von UFG Gefügen	16
2.2.1.	Festigkeit.....	16
2.2.2.	Duktilität	19
2.2.3.	Ermüdungseigenschaften	22
2.3.	Wärmebehandlungsphänomene	23
2.3.1.	Erholung und Rekristallisation	23
2.3.2.	Wärmebehandlungsverhalten von UFG-Gefügen aus SPD-Prozessen	25
2.4.	Texturen und Anisotropie	27
2.4.1.	Beschreibung und Darstellung kristallographischer Texturen.....	27
2.4.2.	Texturen in kohlenstoffarmen Stählen.....	29
2.4.3.	Elastische Anisotropie.....	31
2.4.4.	Plastische Anisotropie und Anisotropie der Streckgrenze.....	34
2.5.	Eigenspannungen	37
2.5.1.	Entstehung von Eigenspannungen.....	37
2.5.2.	Ermittlung von Eigenspannungen	39
2.5.3.	Bohrloch-Verfahren	41
2.5.4.	Freischneidemethode	46
2.5.5.	Einsatz von FEM zur Eigenspannungsermittlung.....	47
2.6.	Spaltprofilieren und Spaltbiegen	48
2.6.1.	Grundlagen des Spaltprofilierens und Spaltbiegens.....	49
2.6.2.	Eigenschaften von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen.....	52
2.6.3.	Umformbarkeit von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen	57
2.7.	Zielstellung der Arbeit	59
3.	Experimentelle Durchführung.....	61
3.1.	Werkstoffe.....	61
3.2.	Spaltprofilieren.....	62

3.3.	Wärmebehandlungen.....	63
3.4.	Gefügecharakterisierung.....	64
3.4.1.	Probenpräparation.....	64
3.4.2.	Mikroskopie	64
3.4.3.	Gefügeanalyse	65
3.4.4.	Texturanalyse.....	66
3.4.5.	Charakterisierung elastischer und plastischer Anisotropie.....	66
3.5.	Mechanische Werkstoff- und Werkstückcharakterisierung.....	68
3.5.1.	Härtemessungen	68
3.5.2.	Zugversuche.....	69
3.5.3.	Biegeversuche.....	70
3.5.4.	Ultraschallmessungen.....	71
3.5.5.	Bohrloch-Verfahren	71
3.5.6.	Freischneidemethode	73
4.	Ergebnisse	75
4.1.	Gefügeanalyse.....	75
4.1.1.	Gefüge der Ausgangszustände	75
4.1.2.	Gefüge in Flanschen von Spaltprofilen.....	76
4.1.3.	Gefüge nach Wärmebehandlungen.....	79
4.2.	Kristallographische Texturen.....	85
4.2.1.	Texturen der Ausgangszustände.....	86
4.2.2.	Texturen in Flanschen von Spaltprofilen.....	86
4.2.3.	Texturen nach Wärmebehandlungen	88
4.3.	Mechanische Eigenschaften	91
4.3.1.	Härte	91
4.3.2.	Zugversuche.....	94
4.3.3.	Scherbänder.....	98
4.3.4.	Elastische Anisotropie	101
4.3.5.	Einfluss der Gefügemorphologie auf die elastische Anisotropie	104
4.3.6.	Plastische Anisotropie	107
4.4.	Eigenspannungen	108
4.4.1.	Einflussfaktoren für die Eigenspannungsermittlung	108
4.4.2.	Entwicklung von Eigenspannungen während des Spaltprofilierens.....	112
4.4.3.	Bohrloch-Verfahren vs. Freischneidemethode	114
4.4.4.	Eigenspannungen in Spaltprofilen aus verschiedenen Werkstoffen	116

5.	Diskussion.....	119
5.1.	Gefüge und Festigkeit von Spaltprofilen.....	119
5.2.	Anisotrope Eigenschaften	120
5.2.1.	Elastische Anisotropie.....	121
5.2.2.	Plastische Anisotropie.....	126
5.3.	Nachträgliche Umformbarkeit von Spaltprofilen.....	127
5.3.1.	Spaltprofile im Ausgangszustand.....	127
5.3.2.	Wärmebehandelte Spaltprofile	129
5.4.	Eigenspannungen in Spaltprofilen.....	134
5.5.	Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf Spaltbiegeprofile.....	141
5.6.	Gezielte Nutzung fertigungsinduzierter Eigenschaften.....	142
6.	Zusammenfassung	145
7.	Ausblick	149
8.	Literaturverzeichnis.....	151
A	Anhang.....	167



II. Abkürzungsverzeichnis

Abkürzungen

1.4016	Rost- und säurebeständiger Stahl mit einem Chrom-Anteil von 17 %
AR	Streckungsgrad / Aspektverhältnis (aspect ratio)
ARB	Accumulative Roll Bonding
CPFEM	Kristallplastizitäts-Finite-Elemente-Methode (crystal plasticity FE-method)
DD11	Ferritisch-perlitischer Stahl
DMS	Dehnmessstreifen
ECAP	Equal-Channel Angular Pressing
GNBs	Geometrisch notwendige Subkorgrenzen (geometrically necessary boundaries)
GWKG	Großwinkelkorgrenze
HPT	High Pressure Torsion
IDBs	Zufällige Subkorgrenzen (incidental dislocation boundaries)
IPF	Inverse Polfigur
krz	Kubisch raumzentriert
KWKG	Kleinwinkelkorgrenze
ND	Normalenrichtung (normal direction)
ODF	Orientierungsverteilungsfunktion (orientation distribution function)
RD	Walzrichtung (rolling direction)
SPD	Hochgradige plastische Verformung (severe plastic deformation)
TD	Transversalrichtung (transverse direction)
UFG	Ultrafeinkörnig (ultrafine grained)
ZStE340	Feinkornbaustahl mit 340 MPa Mindeststreckgrenze
ZStE500	Feinkornbaustahl mit 500 MPa Mindeststreckgrenze

Symbole

A_g	Gleichmaßdehnung
C_{ijkl} / C	Steifigkeitstensor
E	Elastizitätsmodul
G	Schubmodul
M	Taylor-Faktor
R_e	Streckgrenze
R_m	Zugfestigkeit
$R_{p0,2}$	0,2 %-Dehngrenze / Spannung bei 0,2 % plastischer Dehnung
S_{ijkl} / S	Nachgiebigkeitstensor
S_v	Grenzflächendichte
T_s	Schmelztemperatur
σ	Spannung
σ_f	Fließspannung
σ_w	Wahre Spannung
τ / τ_{krit}	Schubspannung / kritische Schubspannung
ε	Dehnung
ε_w	Wahre Dehnung
φ	Umformgrad
$\varphi_1, \Phi, \varphi_2$	Eulerwinkel

1. Einleitung

Das Streben nach möglichst großer Effizienz bei der Fertigung und dem Einsatz von Bauteilen spiegelt sich in der zunehmenden Entwicklung komplexer Fertigungsverfahren und spezialisierter Werkstoffe wieder. Für die Entwicklung von Fertigungsverfahren bedeutet dies eine Tendenz zur Reduktion der Anzahl unterschiedlicher Fertigungsschritte bei möglichst effizientem Materialeinsatz. Im Hinblick auf die Leistungsfähigkeit von Werkstoffen ist mit dem Hintergrund des, in zunehmendem Maße wichtigen, Leichtbaus vor allem eine hohe Festigkeit bei guter Duktilität von großer Bedeutung. Die meisten Fertigungsverfahren zur Bearbeitung metallischer Werkstoffe rufen lokale oder globale Änderungen der Materialeigenschaften hervor. Diese fertigungsinduzierten Eigenschaften können wiederum gezielt genutzt werden, um die Leistungsfähigkeit von Bauteilen zu steigern oder im Umkehrschluss den Materialeinsatz zu reduzieren. Durch Anpassung des Fertigungsprozesses zur gezielten Einstellung bestimmter lokaler Materialeigenschaften lassen sich somit synergetische Effekte nutzen, um die Effizienz der Bauteilfertigung im Ganzen zu steigern.

Die am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) der TU Darmstadt entwickelten innovativen Massivumformverfahren Spaltprofilieren und Spaltbiegen sind gute Beispiele für solche Prozesse, die großes Potential für die Nutzung fertigungsinduzierter Eigenschaften besitzen. Das primäre Ziel dieser beiden Prozesse ist die Herstellung von Verzweigungen in Blechen durch plastische Verformung, mit besonderem Schwerpunkt auf der Verarbeitung höherfester Stähle. Durch die integrale Fertigungsweise lassen sich dabei gegenüber konventionellen, differentiellen Verfahren zur Herstellung verzweigter Strukturen Arbeitsschritte einsparen und Schwachstellen im Bauteil vermeiden. Bei diesen beiden Prozessen werden durch hochgradige plastische Verformung ultrafeinkörnige (UFG) Gefüge erzeugt, die eine immense Festigkeitssteigerung mit sich bringen. Die große Festigkeitssteigerung geht allerdings mit einer deutlichen Verminderung des Umformvermögens einher. Darüber hinaus entstehen im Zuge der Umformprozesse komplexe kristallographische Texturen und Texturgradienten, die wiederum anisotrope mechanische Eigenschaften implizieren. Außerdem resultiert aus der lokalen und heterogenen Umformung bei diesen Prozessen die Entwicklung signifikanter Eigenspannungen.

Um diese fertigungsinduzierten Eigenschaften sinnvoll nutzen zu können, ist es notwendig diese zunächst eingehend zu charakterisieren. In früheren Arbeiten wurden bereits Aspekte wie die Gefügeentwicklung, Gefügegradienten und Festigkeitsverteilungen detailliert untersucht. In der vorliegenden Arbeit wird auf diese Untersuchungen aufgebaut, mit dem Ziel ein möglichst umfassendes Bild der fertigungsinduzierten Eigenschaften von Spaltprofilen zu erhalten und allgemeingültige Regeln für ihre Entstehung aufzustellen, sofern dies möglich ist. Der Fokus liegt dabei auf der Charakterisierung texturbedingter anisotroper mechanischer Eigenschaften, insbesondere der elastischen Anisotropie, sowie der entstehenden Eigenspannungen. In diesem Zusammenhang wird eine für Spaltprofile angepasste Analysemethodik zur Bestimmung der Eigenspannungen entwickelt, welche die fertigungsinduzierten mechanischen Eigenschaften mit einbezieht. Ein weiterer wichtiger Aspekt ist das nachträgliche Umformvermögen der Flansche von Spaltprofilen. Die geringe Gleichmaßdehnung der UFG-Gefüge in den Flanschen äußert sich bei technologisch maßgeblichen Biegebelastungen in Form von Scherbändern, welche wiederum zu Rissbildung

führen können. Ein weiteres Ziel der vorliegenden Arbeit ist daher die Entwicklung von Wärmebehandlungsstrategien zur Beseitigung oder Unterdrückung der Scherbandbildung durch lokale Modifikation des Gefüges. Dabei soll das Umformvermögen gesteigert werden, ohne eine starke Reduktion der Festigkeit in Kauf nehmen zu müssen.

2. Literaturübersicht

2.1. Ultrafeinkörnige Gefüge

Ultrafeinkörnige und nanokristalline Werkstoffe sind seit längerer Zeit Gegenstand umfangreicher Forschungen, da ihre mechanischen Eigenschaften großes Potenzial als Strukturwerkstoffe erwarten lassen [GLE89, KUM03, VAL12, WAN09]. Die Abgrenzung ultrafeinkörniger (UFG) Gefüge gegenüber nanokristallinen und klassischen grob- und feinkörnigen Gefügen wird dabei kontrovers diskutiert. Als nanokristallin werden häufig Gefüge mit Korngrößen oder Dimensionen der Körner in mindestens einer Richtung von 1 - 100 nm bezeichnet [KUM03, WAN04-1, HAN04]. Gleiter hingegen sieht die Korngröße nanokristalliner Materialien bei typischerweise 1 - 10 nm [GLE00]. Ein weiterer Ansatz zur Definition nanokristalliner Werkstoffe bezieht sich auf größenabhängiges Umformverhalten. Demnach findet plastische Formänderung bei nanokristallinen Werkstoffen ausschließlich über Korngrenzprozesse (Korngrenzgleiten) statt [KOC09]. Als ultrafeinkörnig werden überwiegend Werkstoffe bezeichnet, deren Korngröße zwischen 100 nm und 1 μm liegt. Nach Valiev soll das Gefüge überdies aus gleichachsigen Körnern bestehen [VAL06-1]. Eine Reihe der etablierten Verfahren zur Herstellung von UFG-Werkstoffen, insbesondere einige derjenigen, welche auf hochgradiger plastischer Verformung beruhen, erzeugen jedoch Gefüge mit zum Teil hohen Kornstreckungsgraden. Daher ist dies ein eher unzulängliches Kriterium zur Definition von UFG-Werkstoffen. Als weiteres Kriterium wird ferner der Anteil an Großwinkelkorngrenzen (GWKG) herangezogen. Valiev nimmt einen GWKG-Anteil von mindestens 50 % an, während Pragnell einen Anteil von über 70 % als Voraussetzung sieht [VAL06-1, PRA01]. Plastische Verformung findet bei UFG-Werkstoffen nach Cheng über Versetzungsprozesse statt, wobei ausschließlich die Korngrenzen als Versetzungsquellen dienen [CHE03].

Im Rahmen dieser Arbeit wird die Definition von UFG-Gefügen nach Valiev verwendet, mit der Einschränkung der Einbeziehung von Gefügen mit hohen Kornstreckungsgraden. Demzufolge liegen bei UFG-Gefügen die mittlere Korngröße zwischen 100 nm und 1 μm und der GWKG-Anteil (Fehlorientierungen der Körner $> 15^\circ$) bei mindestens 50 %.

Ultrafeinkörnige Gefüge lassen sich prinzipiell über zwei gegensätzliche Ansätze herstellen. Der erste, oft als „bottom-up“-Verfahren bezeichnete Ansatz, beruht auf der Aggregation einzelner Atome oder nanoskaliger Partikel zur Herstellung eines kompakten Werkstoffs. Dies schließt Abscheidungsprozesse aus der Gasphase, elektrolytische Abscheidungsprozesse und Pulvermetallurgische Verfahren ein [KOC09]. Diese Verfahren ermöglichen die Herstellung nanokristalliner Werkstoffe mit sehr geringen Korngrößen, jedoch mit begrenzten Werkstückabmessungen. Sie werden weniger für die Herstellung ultrafeinkörniger Gefüge eingesetzt. Der als „top-down“-Verfahren bezeichnete zweite Ansatz beruht auf der Kornfeinung durch hochgradige plastische Verformung (SPD - severe plastic deformation). Diese SPD-Prozesse erzeugen ultrafeinkörnige Gefüge durch das Einbringen extremer Dehnung unter hohen hydrostatischen Drücken bei niedrigen homologen Temperaturen [VAL00]. Die erreichbaren minimalen Korngrößen sind dabei werkstoffabhängig, im Allgemeinen werden jedoch Korngrößen im nanokristallinen Bereich (nach obiger Definition) nicht erreicht [KOC09].

2.1.1. Mikrostrukturelle Mechanismen der Entstehung ultrafeinkörniger Gefüge

Konventionelle feinkörnige Gefüge mit Korngrößen im Bereich einiger Mikrometer werden typischerweise über thermomechanische Prozesse hergestellt. Ultrafeinkörnige Gefüge lassen sich mit diesen klassischen Verfahren aufgrund dynamischer Erholungs- und Rekristallisationsprozesse sowie Grenzen in der Umformbarkeit nicht oder nur mit sehr großem Aufwand herstellen [LAN07, HUM04]. Hohe hydrostatische Druckspannungen ermöglichen es in SPD-Prozessen sehr hohe wahre Dehnungen einzubringen, die ansonsten oberhalb des Umformvermögens des Materials, sowohl unter Zug, als auch unter Druck, liegen würden.

Die Kornfeinung durch SPD-Prozesse beruht auf der Fragmentierung der Körner durch geordnete Versetzungsstrukturen. Doherty et al., Hughes und Hansen stellten diesbezüglich ein Modell auf, das die Entstehung dieser Strukturen und die Fragmentierung der Körner näher beschreibt [DOH97, HUG97]. Demzufolge entwickeln sich bereits bei geringen plastischen Dehnungen Subkornstrukturen, die geometrisch notwendige Subkorn Grenzen (GNBs - geometrically necessary boundaries) und zufällige Subkorn Grenzen (IDBs - incidental dislocation boundaries) umfassen. GNBs entstehen durch die Aktivierung unterschiedlicher Gleitsysteme und daraus resultierender unterschiedlicher Rotationen innerhalb eines Korns. IDBs werden durch sich schneidende Versetzungen und dadurch entstehende wenig mobile Versetzungssegmente gebildet. Sie stellen Begrenzungen von Zellen mit einheitlicher Orientierung dar und werden daher auch als Versetzungszellwände bezeichnet (siehe Abb. 2.1 links). Benachbarte Zellen mit ähnlichen Orientierungen bilden Zellblöcke, die wiederum durch GNBs in Form dichter Versetzungswände (DDWs - dense dislocation walls) und Mikrobänder voneinander getrennt werden.

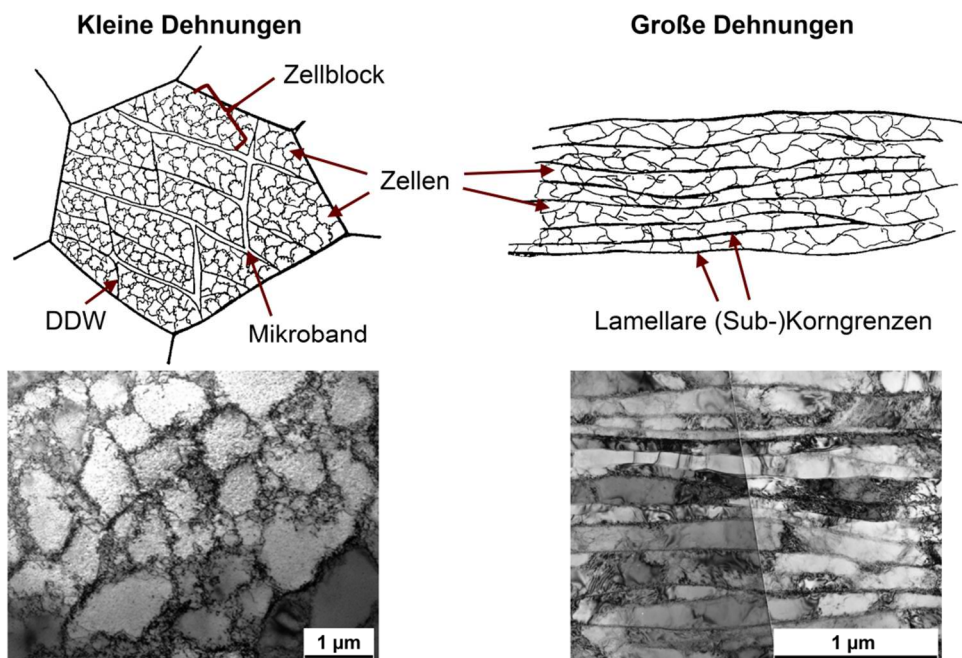


Abb. 2.1: Schematische Darstellung der Entwicklung von Subkornstrukturen bei kleinen Dehnungen (Oben links) und Kornfeinung bei großen Dehnungen (Oben rechts) [nach DOH97], sowie TEM-Aufnahmen der Versetzungszellstrukturen in hochreinem grobkörnigen Cu nach geringer plastischer Verformung (Unten links, [XUE07]) und lamellar angeordneter Korn Grenzen in UFG-Nickel nach hochgradiger plastischer Verformung (Unten rechts, [HUG00])

Die Fehlorientierungen zwischen den Subkornstrukturen steigen mit zunehmenden Dehnungen an, während der Abstand zwischen IDBs und GNBs abnimmt. Die Rate des Anstiegs der Fehlorientierungen zwischen Subkornstrukturen ist bei GNBs deutlich größer als bei IDBs. Auf diese Weise werden aus den GNBs (und IDBs) neue Großwinkelskorngrenzen (GWKG) mit Fehlorientierungen $>15^\circ$ gebildet. Bei weiter ansteigenden Dehnungen stellt sich ein dynamisches Gleichgewicht zwischen Kornfeinung und dynamischen Erholungsprozessen ein, womit die Größe der Subkornstrukturen einen vom Werkstoff, der Temperatur und dem Umformprozess selbst abhängigen unteren Grenzwert erreichen. Bei reinen Metallen liegt dieser Grenzwert zwischen 100 nm und $1\text{ }\mu\text{m}$. Die Form der entstehenden (Sub-)Körner ist abhängig vom Umformprozess. Wird während des Prozesses eine Dehnungsrichtung beibehalten, so kommt es zu einer Ausrichtung der GNBs und zur Bildung einer lamellaren Struktur (siehe Abb. 2.1 rechts). Bei sehr hohen Dehnungen können diese Lamellen durch den Anstieg der Fehlorientierungen von Kleinwinkelskorngrenzen (KWKG), die aus IDBs hervorgegangen sind, allmählich fragmentieren. Dieser Prozess ist jedoch sehr langsam, sodass ein homogenes Gefüge mit gleichachsigen Körnern erst bei sehr großen (wahren) Dehnungen (typischerweise $\varepsilon \geq 10$) entsteht. Wird die Dehnungsrichtung im Laufe des Prozesses jedoch geändert, so wird die Bildung lamellarer Strukturen verhindert bzw. sich bildende lamellare Strukturen werden durch Scherung aufgebrochen. Auf diese Weise können homogene Gefüge mit gleichachsigen Körnern und Größen der (Sub-)Kornstrukturen im Bereich des Sättigungsniveaus bereits bei deutlich geringeren Dehnungen ($\varepsilon \approx 3 - 6$) erreicht werden. Die GWKG-Anteile liegen bei Erreichen dieses Sättigungsniveaus bei 70 - 85 % und steigen auch bei weiter zunehmenden Dehnungen nicht weiter an [PRA01].

Die für die beschriebenen Prozesse notwendigen Dehnungen liegen für die meisten metallischen Werkstoffe deutlich oberhalb des typischerweise erreichbaren Umformvermögens bei konventionellen Kaltumformprozessen. Das Aufbringen hoher hydrostatischer Druckspannungen kann jedoch das Umformvermögen deutlich steigern. Dieser Effekt ermöglicht unter anderem auch die Verformung von Gesteinsschichten in der Erdkruste [GRI36]. In SPD-Prozessen müssen dem eigentlichen Umformprozess durch die Werkzeuge hohe hydrostatische Druckspannungen überlagert werden. Dies kann durch eine Vielzahl an Geometrien und Prozessprinzipien erreicht werden. Im Folgenden werden die am häufigsten eingesetzten Prozesse näher beschrieben.

2.1.2. Verfahren zur Herstellung von UFG-Gefügen

Equal-Channel Angular Pressing (ECAP)

Das auf Scherverformungen basierende Equal-Channel Angular Pressing (ECAP) wurde erstmals durch Segal et al. vorgestellt und gehört zu den am häufigsten eingesetzten SPD-Verfahren zur Herstellung von UFG-Gefügen [SEG81]. Das Verfahren ist in den letzten Dekaden insbesondere aufgrund der Möglichkeit größere Volumina zu prozessieren Gegenstand umfangreicher Forschung [FUR98, NEM98, VAL06-2, LAN00, LAN07]. Ein ECAP-Werkzeug besteht aus einer Matrize mit zwei Kanälen gleichen Querschnitts, die in einem Winkel Φ zu einander angeordnet sind (siehe Abb. 2.2 links). Das Werkstück wird mit Hilfe eines Stempels durch die Matrize gepresst und erfährt im Übergangsbereich zwischen den beiden Kanälen eine Scherverformung, jedoch keine Querschnittsänderung. Li et. al konnten für ECAP an Cu zeigen, dass die entstehenden Schertexturen sehr gut den theoretisch

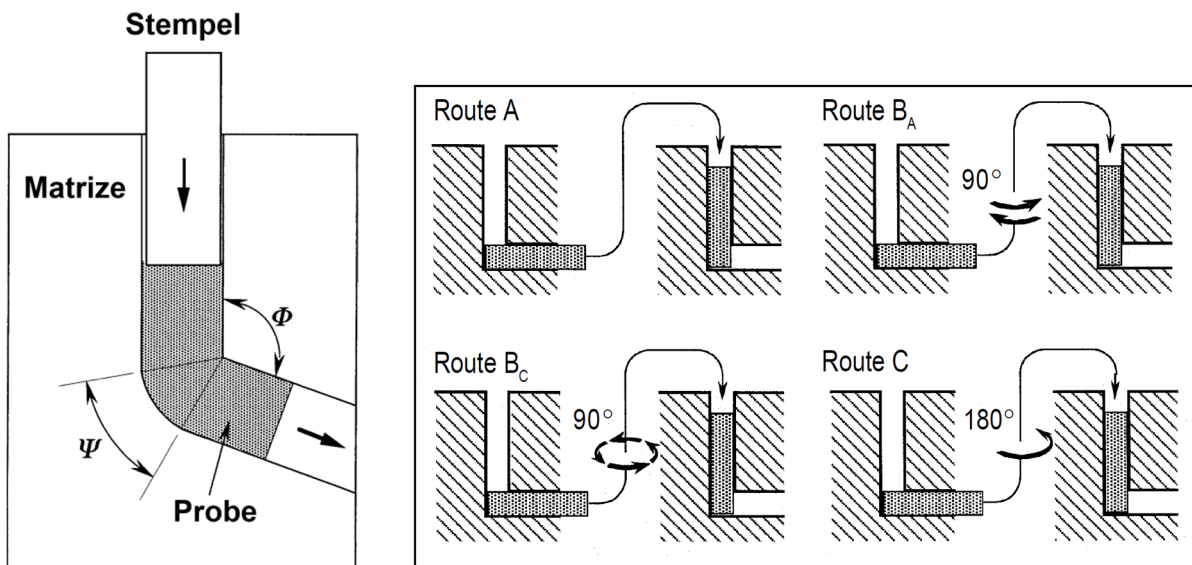


Abb. 2.2: Schematische Darstellung der ECAP-Werkzeuge (links, [nach NEM98]) sowie unterschiedlicher ECAP-Routen mit verschiedenen Rotationen der Probe zwischen den Schritten (rechts, [LAN00])

zu erwartenden Texturen bei einfacher Scherung entsprechen [Li 05]. Beobachtete Differenzen führen sie auf Kaltverfestigung und geometrisch bedingte Abweichungen aufgrund des Winkels ψ des äußeren Übergangs zwischen den Kanälen zurück.

Die durch Scherung in das Material eingebrachte Vergleichsdehnung ε_v ist abhängig vom Winkel Φ zwischen den beiden Kanälen sowie vom Winkel ψ . Bei einem Kanalwinkel Φ von 90° werden im Allgemeinen Vergleichsdehnungen von $\varepsilon_v \approx 1$ erreicht. Durch Wiederholung des Prozesses an einem Werkstück lassen sich prinzipiell beliebig hohe Dehnungen einstellen [IWA96, VAL06-2]. Zwischen den einzelnen Umformschritten kann das Werkstück um seine Längs- oder seine Querachse rotiert werden, um im nächsten Umformschritt Verformung auf einer anderen Scherebene zu erzwingen. Auf diese Weise ergeben sich verschiedene Umform-Routen, die unterschiedliche Gefügetopologien erzeugen (siehe Abb. 2.2 rechts). Bei Route A wird das Werkstück zwischen den einzelnen Schritten nicht rotiert, sodass die Verformung immer in der gleichen Scherebene abläuft. Mit zunehmender Anzahl an Umformschritten werden in diesem Fall die Körner immer gestreckter (vgl. Abb. 2.3). Das entstehende Gefüge ähnelt in seiner Topologie dem Gefüge in Flanschen von Spaltprofilen. Bei Route B_C läuft durch Rotation um 90° um die Längsachse des Werkstücks nach jedem Umformschritt in den darauffolgenden Schritten die Verformung auf gegensätzlichen Scherebenen statt, sodass sich nach jeweils vier Umformschritten die Gesamtscherungen makroskopisch quasi aufheben. Diese Route führt bei einem Kanalwinkel Φ von 90° am schnellsten, d.h. mit der geringsten Anzahl an ECAP-Durchläufen, zu einem homogenen UFG-Gefüge mit annähernd globularen Körnern [ZHU00, VAL06-2].

Die für die hochgradigen Verformungen notwendigen hydrostatischen Druckspannungen werden primär durch die Geometrie des Werkzeugs eingestellt und sind vor allem vom Winkel Φ zwischen den beiden Kanälen abhängig. Um den hydrostatischen Druck und damit die Umformbarkeit weiter zu steigern, kann über einen zweiten Stempel im Ausgangskanal ein Gegendruck auf das Werkstück aufgebracht werden [LAP05, VAL06-2].

Route	Ebene	Anzahl ECAP-Durchläufe								
		0	1	2	3	4	5	6	7	8
A	X	□	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	□	□	□	□	□	□	□	□
B _A	X	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
B _C	X	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
C	X	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Y	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭
	Z	□	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭	▭

Abb. 2.3: Schercharakteristiken (und resultierende Kornformen) nach unterschiedlichen ECAP-Routen [FUR98]

High Pressure Torsion (HPT)

Beim High Pressure Torsion (HPT) Verfahren werden Scherverformungen in flachen, zylindrischen Proben durch Torsion, unter hohen hydrostatischen Druckspannungen, eingebracht. Während des Prozesses wird eine Probe zwischen zwei Stempeln (Martizen) belastet und durch Rotation eines Stempels oder durch gegenläufige Rotation beider Stempel tordiert (siehe Abb. 2.4 links) [VAL00, ZHI07]. Generell wird bei HPT zwischen „unconstrained“ und „constrained“ unterschieden (siehe Abb. 2.4 rechts). Bei ersterer Variante kann die Probe zwischen den Stempeln radial fließen. Die Verformung in radialer Richtung ist hier nur durch interne Reibung und Reibung zwischen Probe und Stempeln begrenzt. Im Verlauf des Prozesses verringert sich bei dieser Variante die Dicke und vergrößert sich der Durchmesser der Probe. Bei der „constrained“-Variante verhindern

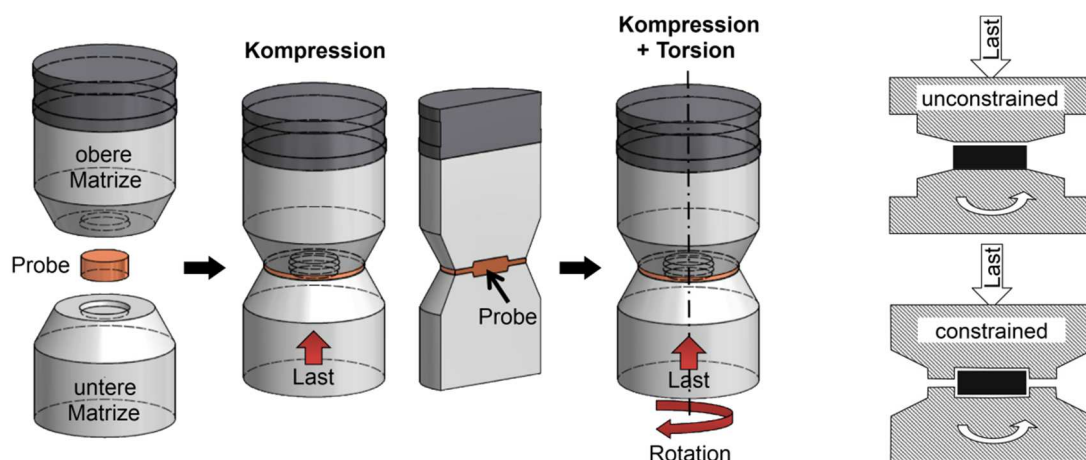


Abb. 2.4: High Pressure Torsion: Werkzeuge und Funktionsprinzip (links, [nach LEE14]) sowie Unterschied zwischen „constrained“ und „unconstrained“ HPT (rechts, [nach ZHI07])

Aussparungen in den Matrizen die Verformung in radialer Richtung. Auf diese Weise können höhere hydrostatische Druckspannungen im Material eingebracht werden und sind generell größere Probendicken möglich.

Die beim HPT-Prozess in das Material eingebrachten Scherdehnungen hängen von der Probendicke, dem Probenradius und der Anzahl der Umdrehungen ab [Vall00, ZHI07, EST08]. Die Probendicke ist insbesondere bei der „constrained“-Variante während des Prozesses weitestgehend konstant. Somit ergibt sich ein charakteristischer Dehnungsgradient in radialer Richtung, abhängig von der Anzahl der Umdrehungen (siehe Abb. 2.5). Die akkumulierten Scherdehnungen steigen hier in radialer Richtung, ausgehend von der Mitte der Scheibe, zunächst stark an, in größeren Abständen jedoch zunehmend linear. Die erzeugten Gefüge spiegeln diese Dehnungsgradienten in Form der Korngrößen und Kornformen wieder [ZHI07]. Zu Beginn des HPT-Prozesses entwickeln sich eher lamellare Gefüge, die sich, ausgehend vom Rand der Probe, mit zunehmender Dehnung durch Fragmentieren der Körner in gleichachsige Gefüge umwandeln. Auch die mittlere Korngröße steigt ausgehend vom Rand in Richtung Probenmitte zunächst an. Bei ausreichender Dehnung wird eine Sättigungskorngröße erreicht, sodass weitere Verformung keine Gefügeänderungen mehr verursacht. Auf diese Weise lassen sich mit ausreichender Anzahl an Umdrehungen weitestgehend homogene Gefüge in HPT-Proben herstellen [ZHI07, VOR04].

Die Kornfeinung durch den HPT-Prozess ist im Allgemeinen etwas effizienter als durch den ECAP-Prozess, sodass kleinere Sättigungskorngrößen und höhere GWKG-Anteile erzielt werden können [IVA05, ZHI07].

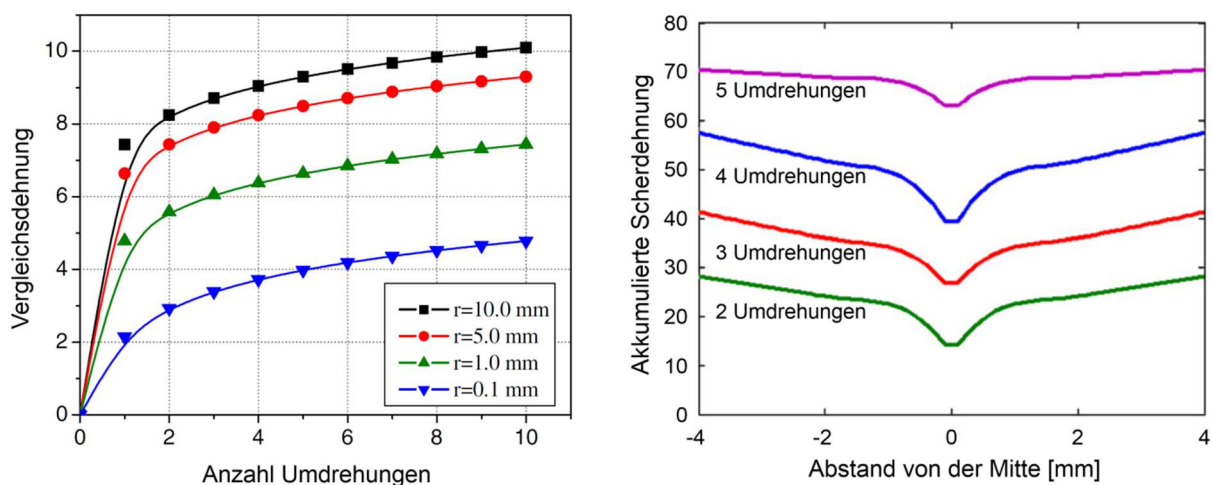


Abb. 2.5: Vergleichsdehnung ϵ_v (links, [nach ZHI07]) und akkumulierte Scherdehnung (rechts, [nach EST08]) in Abhängigkeit vom Radius und der Anzahl der Umdrehungen

Accumulative Roll Bonding (ARB)

Das Accumulative Roll Bonding (ARB) entspricht einem modifizierten Walzprozess, bei dem zwei Bleche durch Kaltverschweißen miteinander verbunden werden. Es wurde erstmals durch Saito et al. vorgestellt [SAI99]. Bei dem Prozess werden zwei Bleche mit gleichen Abmessungen gestapelt und zusammen ausgewalzt. Dabei kommt es zum Kaltverschweißen der beiden Bleche, sofern die Umformbedingungen dies zulassen. Für eine gute Verbindung

der beiden Bleche ist eine erhöhte Temperatur notwendig, die jedoch unterhalb der Rekristallisationstemperatur liegen muss. Darüber hinaus müssen die, bei jedem Walzstich eingebrachten, Dehnungen groß genug sein. Das Einstellen einer Dickenreduktion von 50 % gewährleistet dies und sorgt dafür, dass die End-Dicke des gewalzten Blechs der Dicke eines der beiden Ausgangsbleche entspricht. Für eine gute Verbindung ist ferner eine gut gereinigte und durch Bearbeitung mit Drahtbürsten aufgeraute Oberfläche hilfreich. Nach dem ersten Walzschritt wird das Blech halbiert und die Oberflächen der beiden Hälften werden für den nächsten Walzschritt präpariert (siehe Abb. 2.6 links). Die beiden Blech-Hälften werden gestapelt und einem zweiten Walzschritt unterzogen. Durch Wiederholung dieser Schritte lassen sich sehr hohe Umformgrade einstellen, ohne die End-Dicke des Bleches nach dem Walzprozess zu verändern.

Die Verformung beim ARB-Prozess ist über die Blechdicke nicht vollständig homogen. Der Walzprozess selbst kann einerseits als Kompression unter ebender Dehnung beschrieben werden, andererseits werden durch Reibung zwischen den Walzen und dem Blech hohe Scherdehnungen in das Material eingebracht [LEE02]. Diese sind im Bereich der Oberflächen am größten und fallen in Richtung Blechmitte stark ab (siehe Abb. 2.6 rechts). Durch das sukzessive Teilen und Verbinden über mehrere Schritte werden diese Scherdehnungen ins Innere des Werkstücks transportiert.

Die durch ARB erzeugten Gefüge weisen oft lamellare Strukturen und sehr hohe Kornstreckungsgrade auf, weshalb sie auch als „Pancake-Gefüge“ bezeichnet werden [SAI99, TSU02, LEE02]. Die Gefüge sind infolge der heterogenen Dehnungsverteilungen darüber hinaus ebenfalls nicht vollständig homogen. In Bereichen, die höhere Scherdehnungen erfahren, wird eine stärkere Kornfeinung bei tendenziell geringeren Kornstreckungsgraden erzielt [LEE02, LI 06].

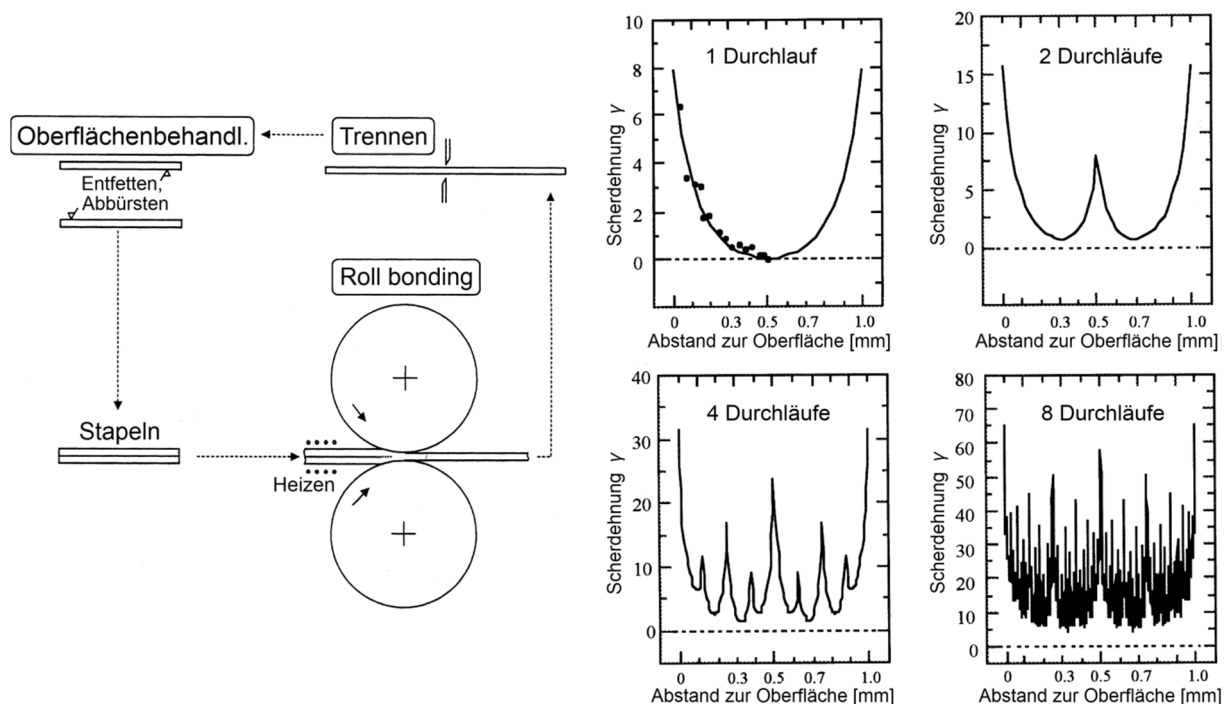


Abb. 2.6: Schematische Darstellung des ARB-Prozesses (links, [nach SAI99]) und Dehnungsverteilungen in Dickenrichtung nach mehreren ARB-Schritten (rechts, [nach LEE02])

2.2. Eigenschaften von UFG Gefügen

Die durch SPD Prozesse hergestellten UFG Gefüge weisen eine Reihe charakteristischer Eigenschaften auf, die primär in den sehr geringen Korngrößen, jedoch zum Teil auch im Herstellungsprozess selbst begründet sind. Die für Anwendungen als Konstruktionswerkstoffe besonders wichtigen mechanischen Eigenschaften wie Festigkeit, Duktilität und die Ermüdungseigenschaften werden in den folgenden Abschnitten näher betrachtet. Neben den mechanischen Eigenschaften zeigen UFG Werkstoffe auch andere Besonderheiten, die primär auf das verhältnismäßig große Korngrenzvolumen, bedingt durch die geringen Korngrößen, zurückzuführen sind. So sind beispielsweise Diffusionsgeschwindigkeiten in UFG-Werkstoffen erhöht [BAR05] und weisen die Elastizitätsmoduln im Allgemeinen geringere Werte auf [LEB95, LAT03]. Diese Effekte sind jedoch in nanokristallinen Werkstoffen wesentlich stärker ausgeprägt als in UFG-Werkstoffen. Hinsichtlich des Einflusses auf die Korrosionseigenschaften wurden sowohl erhöhte [BAL04], als auch verringerte [VIN99] Korrosionsbeständigkeiten von UFG und nanokristallinen Werkstoffen, verglichen mit grobkörnigen Werkstoffen, beobachtet. Hier spielen weitere Effekte, wie beispielsweise die Bildung dichter Passivschichten eine wichtige Rolle. Die geringen Korngrößen von UFG Werkstoffen haben ebenfalls einen Einfluss auf die magnetischen Eigenschaften [VAL00].

2.2.1. Festigkeit

Die für technische Anwendungen wohl wichtigste Eigenschaft von UFG-Werkstoffen ist ihre hohe Festigkeit unter statischer Belastung. Die im Vergleich zu grobkörnigen Werkstoffen erhöhte Streckgrenze ist direkt in der geringen Korngröße begründet. Die klassische Hall-Petch-Beziehung beschreibt den Zusammenhang zwischen der mittleren Korngröße d und der Streckgrenze R_e über die Hall-Petch-Konstante k [HAL51, PET53]:

$$R_e = \sigma_0 + \frac{k}{\sqrt{d}} \quad (\text{Gleichung 2.1})$$

Die Spannung σ_0 stellt dabei die Streckgrenze des Werkstoffs in einem sehr grobkörnigen und untexturierten Zustand dar. Nach dieser Beziehung ist also die Streckgrenze umso größer, je kleiner die Korngröße ist. Die physikalischen Ursachen für diesen, auch als Feinkornhärtung bekannten, Effekt liegen in der Interaktion von Versetzungen mit Korngrenzen. Bei Anlegen einer äußeren Last werden in einzelnen Körnern Gleitsysteme aktiviert, auf deren Gleitebenen sich Versetzungen bewegen (siehe Kapitel 2.4.4). Bezüglich der Belastungsrichtung günstig orientierte Gleitsysteme, also solche mit hohem Schmid-Faktor, werden dabei als erstes aktiviert. Treffen die Versetzungen auf Korngrenzen, so stellen diese Hindernisse für die Versetzungsbewegung dar. Bewegen sich mehrere Versetzungen auf der gleichen Gleitebene, kann es an der Korngrenze zu einem Aufstau der Versetzungen kommen, wodurch im Nachbarkorn Spannungen induziert werden. Diese Spannungen sind abhängig von der Anzahl der aufgestauten Versetzungen. Erreichen die Spannungen die kritische Schubspannung, werden im Nachbarkorn ebenfalls Gleitsysteme aktivieren und Versetzungsbewegungen ausgelöst. Die mögliche Anzahl sich aufstauender Versetzungen ist abhängig von der mittleren freien Gleitlänge, welche wiederum proportional ist zur Korngröße. Dadurch ergibt sich

eine Abhängigkeit der Spannung an der Korngrenze von der Korngröße. Das bedeutet, bei gleichen äußeren Belastungen sinken mit geringer werdenden Korngrößen auch die induzierten Spannungen an den Korngrenzen. Makroskopische plastische Verformung durch Versetzungsbewegung in allen Körnern des Polykristalls findet somit erst bei größeren äußeren Belastungen statt, d.h. die Streckgrenze des Werkstoffs steigt mit sinkender Korngröße an [GOT07, RÖS08].

Die klassische Hall-Petch-Beziehung ist streng genommen nur für rekristallisierte Gefüge gültig, da sie rein auf der Interaktion von Versetzungen mit Großwinkelkorngrenzen beruht. Beiträge zur Festigkeitssteigerung durch Verformungsverfestigung und somit durch Subkornstrukturen oder sonstiger, auf Versetzungsinteraktionen beruhender Effekte werden dabei nicht berücksichtigt. Diese können jedoch bei UFG Werkstoffen aus SPD-Prozessen nicht völlig vernachlässigt werden. Aus diesem Grund schlug Hansen eine Erweiterung der Hall-Petch-Beziehung vor, die verformungsinduzierte KWKG mit einbezieht [HAN04]:

$$R_e = \sigma_0 + M\alpha G\sqrt{1,5bS_v\theta_{KWKG}(1-f)} + k\sqrt{\frac{S_v}{s}f} \quad (\text{Gleichung 2.2})$$

Bei dieser Beziehung ist M der Taylor-Faktor, G der Schubmodul, b der Burgers-Vektor, S_v die Grenzflächendichte der GWKG und KWKG, θ_{KWKG} der mittlere Verkipfungswinkel der KWKG und α eine Konstante. Trotz der Erweiterung der Hall-Petch-Beziehung auf verformte Gefüge zeigt sich, dass der Proportionalitätskoeffizient k für UFG und nanokristalline Gefüge geringere Werte annimmt als für grobkörnige Gefüge des gleichen Werkstoffs [CHO98, SON99]. Die Hall-Petch-Gerade flacht dementsprechend mit geringer werdenden Korngrößen ab und kann bei sehr kleinen Korngrößen ($\ll 100$ nm) eine negative Steigung annehmen (siehe Abb. 2.7). In diesem Fall wird auch vom inversen Hall-Petch-Effekt gesprochen. Als Ursache für das Abflachen im UFG-Bereich gilt die geringe Anzahl aufgestauter Versetzungen [PAN93, SON06]. In diesem Fall kann für eine exakte Lösung nicht mehr mit einem konventionellen Kontinuums-Ansatz gerechnet werden. Die weitere Abflachung der

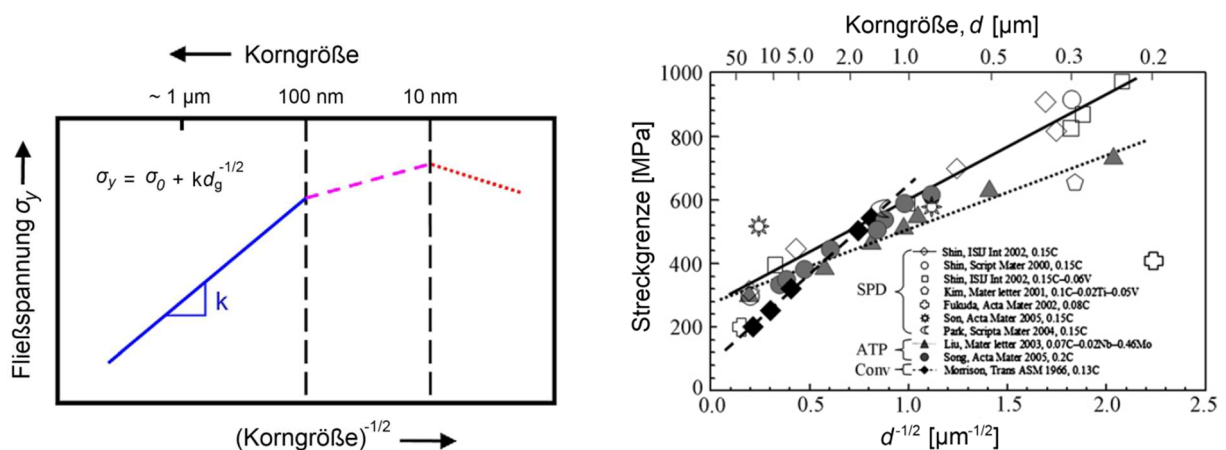


Abb. 2.7: Schematische Darstellung der Abhängigkeit der Fließspannung von der Korngröße mit unterschiedlichen Steigungen für verschiedene Korngrößenbereiche (links, [nach KUM03]) und experimentell ermittelte Streckgrenzen von krz-Stählen verschiedener über klassische thermomechanische Verfahren und SPD-Prozesse eingestellter Korngrößen (rechts, [nach SON06])

Hall-Petch-Geraden und der inverse Hall-Petch-Effekt im nanokristallinen Bereich werden wiederum auf einen Mechanismenwechsel in der plastischen Verformung, ausgehend von versetzungsgetragener Verformung hin zu Korngrenzgleiten, zurückgeführt [HAH97, SCH98, SWY01].

Bei UFG-Gefügen aus SPD-Prozessen lässt sich die Festigkeitssteigerung nicht alleine auf die geringeren Korngrößen zurückführen. Die im Verlauf der Umformprozesse eingebrachten hohen Versetzungsdichten liefern einen bedeutsamen Beitrag zur gesamten Festigkeitssteigerung. Bei UFG-Cu (hergestellt über HPT) wurde beispielsweise eine deutliche Abnahme der Streckgrenze nach einer Erholungs-Wärmebehandlung beobachtet, obwohl die Korngröße unverändert blieb [GER96]. Bei Werkstoffen, die bedingt durch hohe Stapelfehlerenergien starke Erholungsneigung zeigen, tritt diese Abnahme in der Streckgrenze unter Umständen nicht auf. Vielmehr wird häufig ein als „yield drop“ bekanntes Phänomen beobachtet. Hierbei fällt die Festigkeit nach Erreichen der Streckgrenze zunächst rapide ab und stabilisiert sich dann auf dem niedrigeren Niveau, bevor es mit Erreichen der Gleichmaßdehnung zur Einschnürung kommt (siehe Abb. 2.8). Dieser Effekt ist korngrößenabhängig. Der Festigkeitsabfall nach Erreichen der Streckgrenze sinkt mit steigender Korngröße und verschwindet zumeist bei Korngrößen von 1 - 2 μm [TSU09]. Nach Kamikawa et al. ist der „yield drop“-Effekt auf das Fehlen von mobilen Versetzungen und Versetzungsquellen im erhaltenen Gefüge zurückzuführen [KAM09-1]. Korngrenzen stellen Senken für Versetzungsquellen und mobile Versetzungen dar, was dazu führt, dass diese bei Erholungs-Wärmebehandlungen an den Korngrenzen annihiliert werden. Um plastische Verformung zu ermöglichen müssen daher zunächst neue Versetzungsquellen aktiviert bzw. generiert werden. Hierzu ist eine höhere Schubspannung notwendig, als für Versetzungsbewegung erforderlich. Dies erklärt den Festigkeitsabfall nach Erreichen der Streckgrenze. Die Beobachtung, dass der „yield drop“-Effekt nach plastischer Verformung erholter Zustände nicht auftritt, unterstützt diese Hypothese.

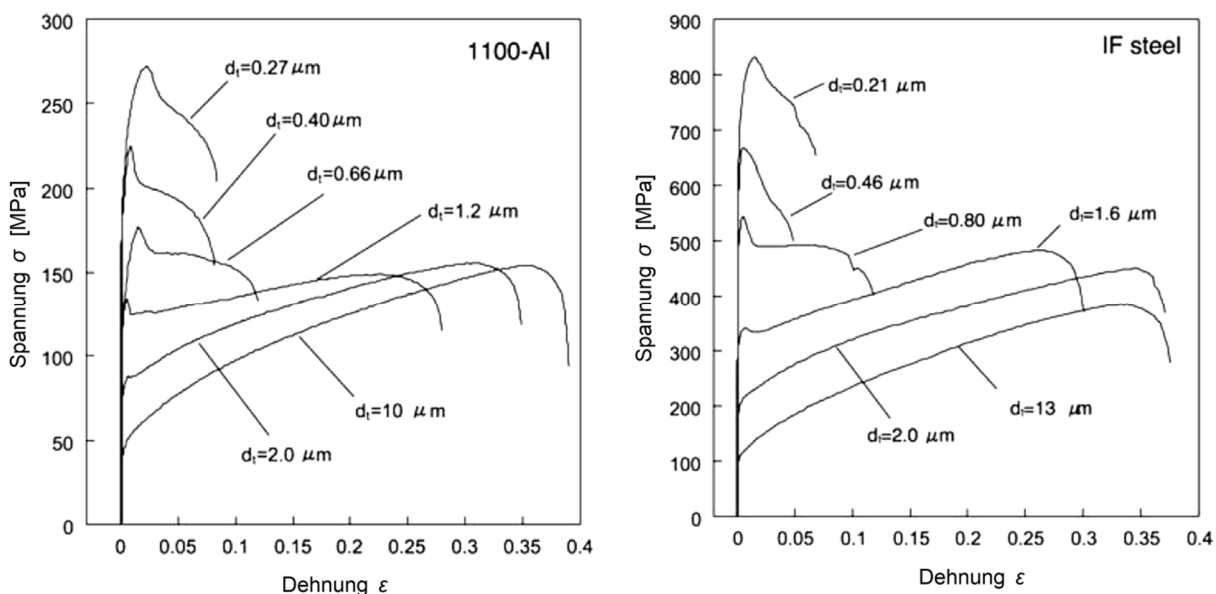


Abb. 2.8: Spannungs-Dehnungs-Diagramme von Zugproben aus 1100-Al (links) und IF-Stahl (rechts) mit unterschiedlichen Korngrößen, welche über ARB und Wärmebehandlungen eingestellt wurden [nach TSU02]

2.2.2. Duktilität

Die Feinkornhärtung stellt eine der wenigen Methoden dar, die Festigkeit eines Werkstoffs zu steigern, ohne Einbußen in der Duktilität in Kauf nehmen zu müssen [RÖS08]. Andere Verfahren zur Festigkeitssteigerung wie die Teilchenhärtung oder die Umwandlungsverfestärkung (Martensitbildung), bei denen ähnliche oder sogar größere Festigkeiten erreicht werden, gehen generell mit einer deutlichen Abnahme in der Duktilität einher. Im Hinblick auf die Formgebung von Halbzeugen kann dies ein erhebliches Hindernis darstellen. Auch für die Schadenstoleranz wirkt sich diese Abnahme in der Duktilität negativ aus. UFG-Metalle stellen daher eine vielversprechende Werkstoffklasse dar und sind nicht zuletzt deshalb seit einigen Jahrzehnten Gegenstand umfangreicher Forschung.

UFG-Werkstoffe aus SPD-Verfahren verdanken ihre hohen Festigkeiten jedoch nicht ausschließlich der Feinkornhärtung, sondern zu einem signifikanten Anteil auch der hohen Versetzungsdichte infolge der hochgradigen plastischen Verformung. Im Laufe des SPD-Prozesses steigt die Versetzungsdichte an, bis sich ein dynamisches Gleichgewicht aus Bildung, Umordnung und Annihilation von Versetzungen ergibt und die Versetzungsdichte ein Sättigungsniveau erreicht (vgl. Kapitel 2.1.1). Bei weiterer plastischer Verformung kann, insbesondere bei vergleichbarem Belastungsmodus und vergleichbarer Belastungsrichtung, die Versetzungsdichte nicht weiter ansteigen und es findet somit keine Verformungsverfestigung mehr statt. UFG-Werkstoffe besitzen daher im Vergleich zu grobkörnigen Werkstoffen ein sehr geringes Verfestigungsvermögen und geringe Gleichmaßdehnungen [MA 03, WAN04-1, SON06]. Die Gleichmaßdehnung bzw. der Zeitpunkt der Einschnürung lässt sich über das Considère-Kriterium abschätzen. Demzufolge findet Einschnürung statt, sobald die Fließspannung σ_f der Verfestigungsrate ($d\sigma/d\varepsilon$) entspricht. Bei den sehr hohen Festigkeiten und geringen Verfestigungsraten von UFG-Werkstoffen ist dieses Kriterium bereits nach sehr geringen Dehnungen erreicht und es kommt zur Einschnürung (vgl. Abb. 2.9 links).

Trotz der geringen Gleichmaßdehnung ist das Verhalten von UFG-Werkstoffen nicht spröde, sondern es liegt im Einschnürbereich eine signifikante Duktilität vor, sodass durchaus beträchtliche wahre Bruchdehnungen erreicht werden können [VAL02, KOC09, WAN09].

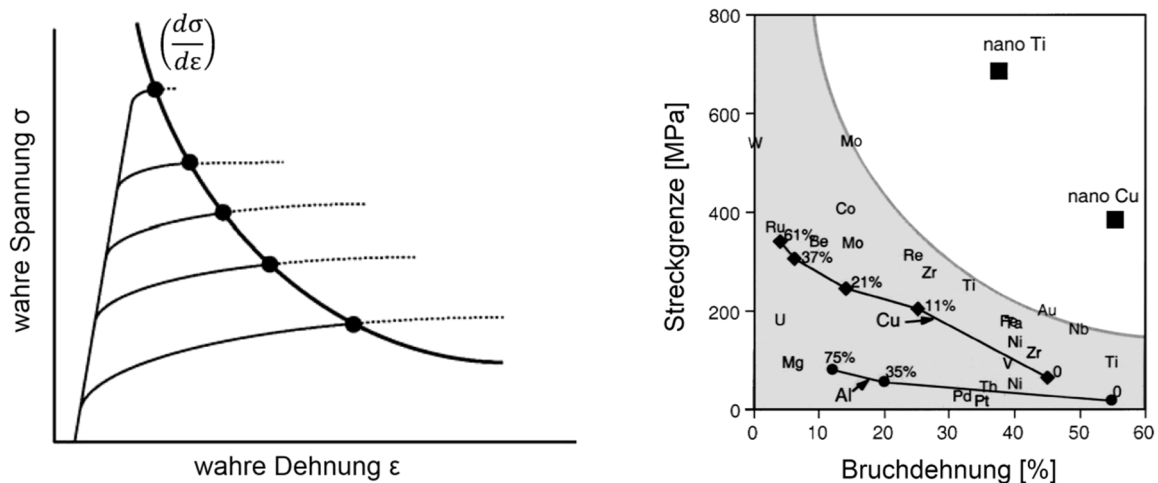


Abb. 2.9: Schematischer Zusammenhang zwischen Fließspannung und Gleichmaßdehnung basierend auf dem Considère-Kriterium (links, [nach TSU09]) und experimentell ermittelte Werte für den Zusammenhang zwischen der Streckgrenze und der Bruchdehnung (rechts, [nach VAL02])

Gegenüber reiner Kaltverfestigung, bei der die Bruchdehnung mit der Zunahme der Festigkeit simultan abnimmt, zeigen UFG-Werkstoffe aus SPD-Prozessen trotz hoher Festigkeiten weiterhin vergleichsweise hohe wahre Bruchdehnungen (siehe Abb. 2.9 rechts).

Verschiedene Strategien zur Steigerung des Verfestigungsvermögens und somit der Duktilität bzw. der homogenen Umformbarkeit wurden durch Wang et al. an UFG-Kupfer erarbeitet [WAN04-2]. Eine der Strategien beinhaltet die Einstellung einer bimodalen Korngrößenverteilung. Durch die Ermöglichung von Verformungsverfestigung in den größeren Körnern soll dies die homogene Verformbarkeit verbessern. Experimentell stellten Wang et al. mittels ECAP und anschließendem Kryo-Walzen sowie einer partiellen Rekristallisation eine bimodale Korngrößenverteilung mit 25 vol.-% der Körner im Mikrometerbereich ($\sim 2\ \mu\text{m}$) und dem Rest im UFG-Bereich ($\sim 0,2\ \mu\text{m}$) ein. Dieses Gefüge wies bei vergleichbarer Festigkeit eine deutlich gesteigerte Gleichmaßdehnung gegenüber dem alleine über ECAP eingestellten UFG-Gefüge auf.

Eine Besonderheit ultrafeinkörniger Werkstoffe ist das Auftreten von Superplastizität bei vergleichsweise geringen homologen Temperaturen ($< 0,5 T_s$) und verhältnismäßig hohen Dehnraten (bis $10^{-1}\ \text{s}^{-1}$). Die Verformung beruht dabei vor allem auf diffusionsunterstütztem Korngrenzgleiten. Es können Bruchdehnungen von deutlich über 1000 % erreicht werden. Superplastisches Verhalten von UFG-Werkstoffen aus SPD-Prozessen wurde detailliert durch Valiev an verschiedenen Legierungssystemen untersucht [VAL97]. Gemäß Valiev liegt der Grund für das ausgeprägte superplastische Verhalten in den Korngrenzen, welche sich nach dem SPD-Prozess in einem Ungleichgewicht befinden und viele geometrisch nicht notwendige Versetzungen enthalten. Aufgrund der Spannungsfelder der Versetzungen entstehen größere freie Volumina, was wiederum die Diffusivität steigert. Die thermische Stabilität der UFG-Gefüge ist ein limitierender Faktor im Hinblick auf superplastisches Verhalten. Bei erhöhten Temperaturen ablaufende Erholungs- und Vergrößerungsprozesse sowie dynamische Rekristallisation während der Verformung können die erzielbaren Bruchdehnungen erheblich einschränken. [FIG08].

Scherbandbildung

Die Tendenz zur Dehnungslokalisierung äußert sich in UFG-Werkstoffen häufig in Form von Scherbändern [WEI02, JIA03, JOS08]. Diese werden vor allem bei Druck- und Biegebelastung beobachtet. In konventionellen grobkörnigen Werkstoffen treten Scherlokalisierungen bei sehr hohen Dehnraten ($> 10^3\ \text{s}^{-1}$) als adiabatische Scherbänder auf [XU 96, DOD12]. Bei diesen werden während der Verformung lokal Dehnraten von $10^6\ \text{s}^{-1}$ und Temperaturen von mehreren hundert Grad (Celsius) erreicht. Die Entstehung adiabatischer Scherbänder wird auf lokale Entfestigung infolge heterogener Wärmeverteilungen zurückgeführt [BAI92]. Die Verfestigung während plastischer Verformung und die Erzeugung von Wärme aufgrund innerer Reibung stehen dabei in Konkurrenz zueinander. Bei hohen Dehnraten ist die Wärmedissipation begrenzt, sodass sich lokale Temperaturunterschiede nicht ausgleichen können. Die lokale Verfestigung reicht in diesem Fall nicht aus, um die thermisch bedingte Entfestigung auszugleichen. Daraus ergibt sich ein sich selbst verstärkender Prozess, bei dem der überwiegende Anteil der plastischen Verformung innerhalb der Scherbänder abläuft. Dieser Prozess kann durch dynamische Rekristallisation in den Scherbändern unterstützt werden [HIN97, LIN07]. Hierbei können während der Deformation verformungsinduzierte

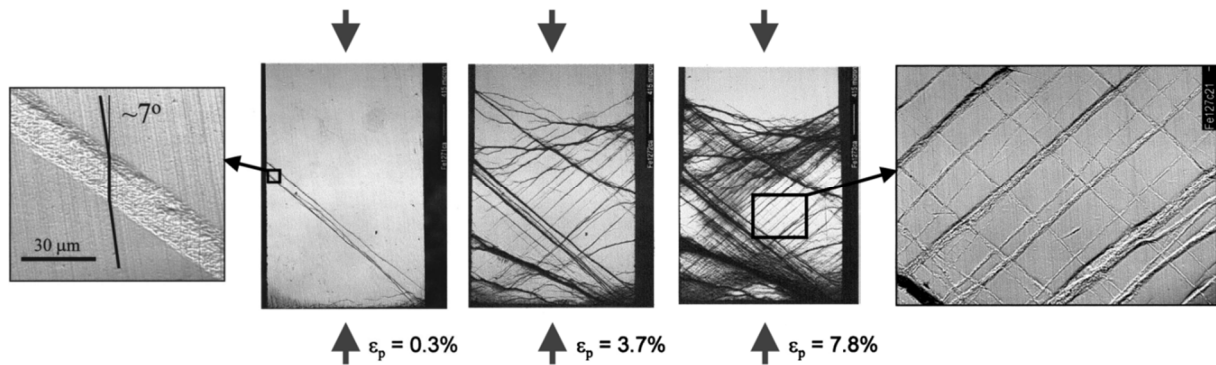


Abb. 2.10: Scherbänder in Druckproben aus UFG-rein-Eisen nach 0,3 %, 3,7 % und 7,8 % plastischer Dehnung [nach WEI02]

und geometrisch notwendige Korngrenzen um bis zu 30° rotieren und innerhalb des Scherbandes ein sehr feinkörniges Gefüge mit Korngrößen im UFG- und nanokristallinen Bereich erzeugen [MEY03, LIN07]. Aufgrund der ablaufenden Rotationen wird der Prozess auch als dynamische Rotationsrekristallisation (Rotational Dynamic Recrystallization) bezeichnet. Dynamische Rekristallisation wird darüber hinaus auch als Ursache für die Ausbreitung adiabatischer Scherbänder diskutiert [RIT08].

Scherbänder entstehen in UFG-Werkstoffen auch bei niedrigeren Dehnraten. So werden in Druck- und Biegeproben auch unter quasi-statischer Belastung Scherbänder beobachtet (siehe Abb. 2.10). Inwieweit die Mechanismen der Scherbandbildung in UFG-Werkstoffen vergleichbar sind mit jenen in konventionellen, grobkörnigen Werkstoffen bei hohen Dehnraten ist Gegenstand der Forschung. Wei et al. untersuchten Scherbänder in UFG-Eisen und kamen zu dem Schluss, dass die Ursache der Scherbandbildung hier nicht in adiabatischer Entfestigung, sondern in geometrischer Entfestigung aufgrund des sehr geringen Verfestigungsvermögens zu suchen ist und darüber hinaus innerhalb der Scherbänder vor allem versetzungsbasierte Verformung stattfindet [WEI02]. Im Gegensatz dazu haben Sabirov et al. sowie Yang et al. bei Untersuchungen an UFG Palladium- und Aluminiumlegierungen festgestellt, dass Korngrenzgleiten bei der Verformung in Scherbändern einen großen Beitrag leistet [SAB08, YAN10]. Die Ursache dafür ist im Charakter der Korngrenzen zu suchen. Die Korngrenzen der über SPD-Prozesse hergestellten UFG-Gefüge liegen in einem Ungleichgewichtszustand vor, wobei sie eine große Anzahl an geometrisch nicht notwendigen Versetzungen beinhalten. Diese zusätzlichen Versetzungen begünstigen den Mechanismus des Korngrenzgleitens [VAL02]. Die Verformung innerhalb der Scherbänder läuft dann überwiegend durch Kornrotationen und kollektives Korngrenzgleiten ab. Hinsichtlich der Breite und des Abstands der Scherbänder wurde eine Abhängigkeit von der Dehnrates beobachtet [JIA03, SAB09]. Bei höheren Dehnraten entwickeln sich generell breitere Scherbänder mit größerem Abstand zueinander, sodass sich die plastische Verformung in einigen wenigen Scherbändern konzentriert und früh zu Einschnürung oder Rissbildung führen. Bei geringeren Dehnraten kann hingegen aufgrund der Vielzahl feiner Scherbänder (Mikroscherbänder) makroskopisch betrachtet eine annähernd homogene Verformung und allgemein eine größere Gleichmaßdehnung erreicht werden. Diese Dehnratenempfindlichkeit spricht nach Valiev et al. ebenfalls für einen signifikanten Beitrag des Korngrenzgleitens zur

plastischen Verformung [VAL02]. Ein Übergang zu homogener plastischer Verformung ohne Scherbandbildung wird experimentell bei Korngrößen von etwa $1\text{ }\mu\text{m}$ beobachtet [WEI02, JIA03]. Numerische Simulationen auf Grundlage der Materialparameter von Eisen haben diese Beobachtung bestätigt [JOS08].

2.2.3. Ermüdungseigenschaften

Aus technologischer Sicht ist oftmals die Festigkeit unter statischer Last weniger bedeutend, als die Festigkeit unter zyklischer Beanspruchung. Ein Großteil des Bauteilversagens ist in der Praxis auf Ermüdung zurückzuführen [HAA97]. Aus diesem Grund sind auch die Ermüdungseigenschaften von UFG-Werkstoffen von großem Interesse.

Aufgrund ihrer höheren Festigkeit unter statischer Last weisen UFG-Werkstoffe auch bei zyklischer Beanspruchung (in spannungsgeregelten Versuchen) erhöhte Ermüdungslebensdauern bzw. höhere Ermüdungsfestigkeiten auf [MUG04, OKA08, HÖP09]. Bei Betrachtung klassischer Wöhler-Linien zeigen UFG-Werkstoffe im Vergleich zu grobkörnigen Werkstoffen sowohl im Low Cycle Fatigue (LCF) Bereich, als auch im High Cycle Fatigue (HCF) Bereich generell höhere Ermüdungslebensdauern (siehe Abb. 2.11). Werden bei zyklischer Beanspruchung jedoch nicht definierte Spannungsamplituden, sondern definierte Dehnungsamplitude aufgebracht, so zeigt sich ein etwas anderes Bild. In diesem Fall weisen UFG-Werkstoffe, insbesondere im LCF-Bereich, häufig geringere Ermüdungslebensdauern auf [WON07, MUG10]. Dies wird auf das geringe Verfestigungsvermögen und der daraus resultierenden Tendenz zur Dehnungslokalisierung zurückgeführt. Infolge zyklischer Beanspruchung mit definierten (hohen) Dehnungsamplituden entstehen im Gefüge Dehnungslokalisierungen in Form von Scherbändern und es kommt zu dehnungsinduzierten Erholungs-, Rekristallisations- und Vergrößerungsprozessen, die eine (lokale) Entfestigung hervorrufen [MUG10].

Ein Ansatz zur Verbesserung der Ermüdungseigenschaften von UFG-Werkstoffen hinsichtlich höherer Dehnungsamplituden ist die Einstellung bimodaler Korngrößenverteilungen. Höppel et al. konnten an Kupfer (99,98 %) zeigen, dass mit bimodalen Gefügen bei gleichen Dehnungsamplituden deutlich größere Ermüdungslebensdauern erzielt werden können, als mit homogenen UFG Gefügen oder grobkörnigen Gefügen [HÖP10].

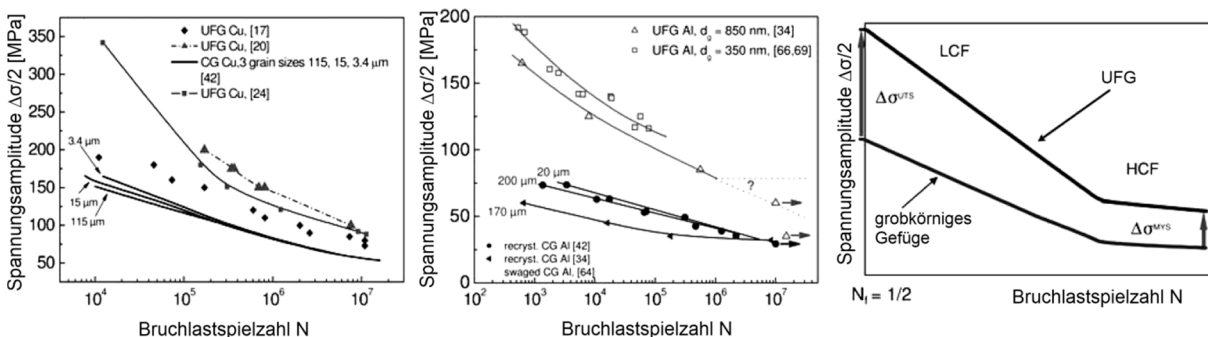


Abb. 2.11: Wöhler-Kurven für Kupfer (links) und Aluminium (Mitte) sowie schematische Darstellung für UFG und grobkörnige Gefüge (rechts) [nach HÖP09]

2.3. Wärmebehandlungsphänomene

Werkstoffe, die plastische Verformung erfahren haben, liegen hierdurch grundsätzlich in einem metastabilen Zustand vor. Die im Werkstoff entstandenen Versetzungsstrukturen befinden sich nicht im thermodynamischen Gleichgewicht. Bei erhöhten Temperaturen laufen daher Umlagerungsprozesse ab, um dem thermodynamischen Gleichgewicht näherzukommen. Dabei wird generell zwischen Erholungs- und Rekristallisationsprozessen unterschieden. Die Triebkraft ist in beiden Fällen die Verringerung der Gibbs'schen freien Energie ΔG durch Verringerung der Versetzungs- und Grenzflächendichte. Daher handelt es sich bei Rekristallisation und Erholung um konkurrierende Prozesse mit unterschiedlicher Dynamik. Im Allgemeinen wird zwischen dynamischer und statischer Erholung und Rekristallisation unterschieden. Dynamische Erholungs- und Rekristallisationsprozesse sind für die Entstehung von UFG-Gefügen durch SPD-Verfahren von großer Bedeutung. Im Hinblick auf die Gefüge-Einstellung zur Modifikation der mechanischen Eigenschaften sind häufig jedoch statische Erholung und Rekristallisation von größerer Bedeutung. Die Mechanismen dieser Prozesse sowie bei UFG-Werkstoffen aus SPD-Prozessen auftretende Besonderheiten werden im Folgenden näher betrachtet.

2.3.1. Erholung und Rekristallisation

Bei der Erholung verformter Werkstoffe finden sowohl Abbau der Versetzungsdichte, als auch Umlagerungen von Versetzungen zu stabileren Formationen statt, jedoch ohne Bewegung oder Bildung von Großwinkelkorngrenzen [HUM04]. Erholungsprozesse gehen oftmals Rekristallisationsprozessen voraus, können jedoch auch alleine ablaufen, wenn Triebkräfte oder mikrostrukturelle Bedingungen für Rekristallisation nicht ausreichen. Erholung findet bei Steigerung der Temperatur unverzüglich, ohne Inkubationszeit statt. Der Abbau der Versetzungsdichte geschieht dabei durch Annihilation von Versetzungen mit gegensätzlichen Burgers-Vektoren. Die Spannungsfelder der Versetzungen haben in dem Fall eine anziehende Wirkung. Durch eine Kombination aus Gleit- und Kletterprozessen kommt es schließlich zur Annihilation. Derartige Vorgänge finden bevorzugt in der Umgebung von Großwinkel-

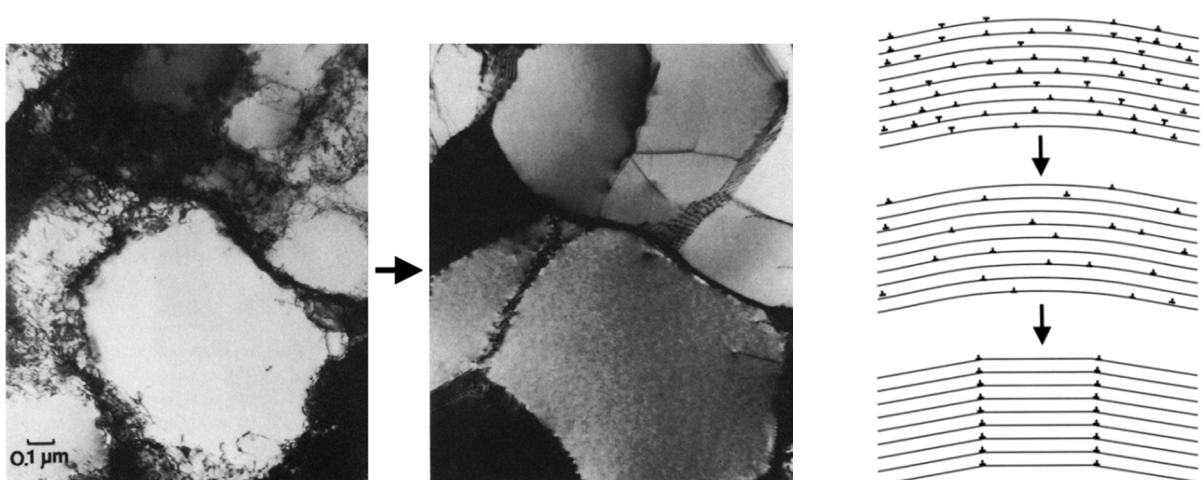


Abb. 2.12: TEM-Aufnahmen der verformten und erholt (250 °C, 2 min) Mikrostruktur einer Al-Probe (links), sowie schematische Darstellung der Polygonisation bei Erholungsprozessen (rechts) [nach HUM04]

korngrenzen statt, da diese als Senken für Versetzungen dienen (vgl. Abb. 2.12 links). Versetzungen mit Burgers-Vektoren gleichen Vorzeichens können nicht annihilieren und streben daher energetisch günstigere Konfigurationen an. Durch die Aufreihung von Versetzungen werden Spannungen abgebaut und es entstehen aus diffus gekrümmten Gitterebenen diskrete Bereiche mit gleicher Ausrichtung der Gitterebenen (vgl. Abb. 2.12 rechts). Durch diesen als Polygonisation bezeichneten Prozess entstehen neue Kleinwinkelkorngrenzen.

Als Rekristallisation wird die Gefügeneubildung bei Wärmebehandlung verformter Werkstoffe durch Bewegung und Bildung von Großwinkelkorngrenzen bezeichnet [GOT07, HUM04]. Im Gegensatz zur Erholung handelt es sich bei der Rekristallisation um einen diskontinuierlichen Prozess, welcher eine Inkubationszeit mit einschließt. Erfolgt die Rekristallisation über Ausbildung und Wachstum diskreter Keime, die im weiteren Verlauf das verformte Gefüge komplett aufzehren, so wird dies als primäre Rekristallisation bezeichnet (vgl. Abb. 2.13). Hinsichtlich der dabei ablaufenden Mechanismen wurde durch Johnson, Mehl, Avrami und Kolmogorov ein Modell aufgestellt, welches auch die Kinetik der Rekristallisation beschreibt. Der Volumenanteil rekristallisierten Gefüges X_V ergibt sich in Abhängigkeit von der Wärmebehandlungsdauer t nach dem JMAK-Modell gemäß:

$$X_V = 1 - \left(\frac{-f \dot{N} \dot{G}^3 t^n}{4} \right) \quad (\text{Gleichung 2.3})$$

Dabei ist f ein Formfaktor (z.B. $4\pi/3$ für Kugelform) der die Form der Keime beschreibt, \dot{N} die Rate mit der sich neue Keime bilden, \dot{G} die Wachstumsrate der neu gebildeten Körner und n ein als Avrami-Exponent bezeichneter Faktor, der die Dimensionalität des Kornwachstums beschreibt. Zu Beginn der Rekristallisation kann der Avrami-Exponent Werte zwischen 3 und 4 annehmen. Im weiteren Verlauf kann er jedoch aufgrund gegenseitiger Hinderung der neu gebildeten Körner auf Werte zwischen 1 und 2 sinken. Die Wachstumsrate

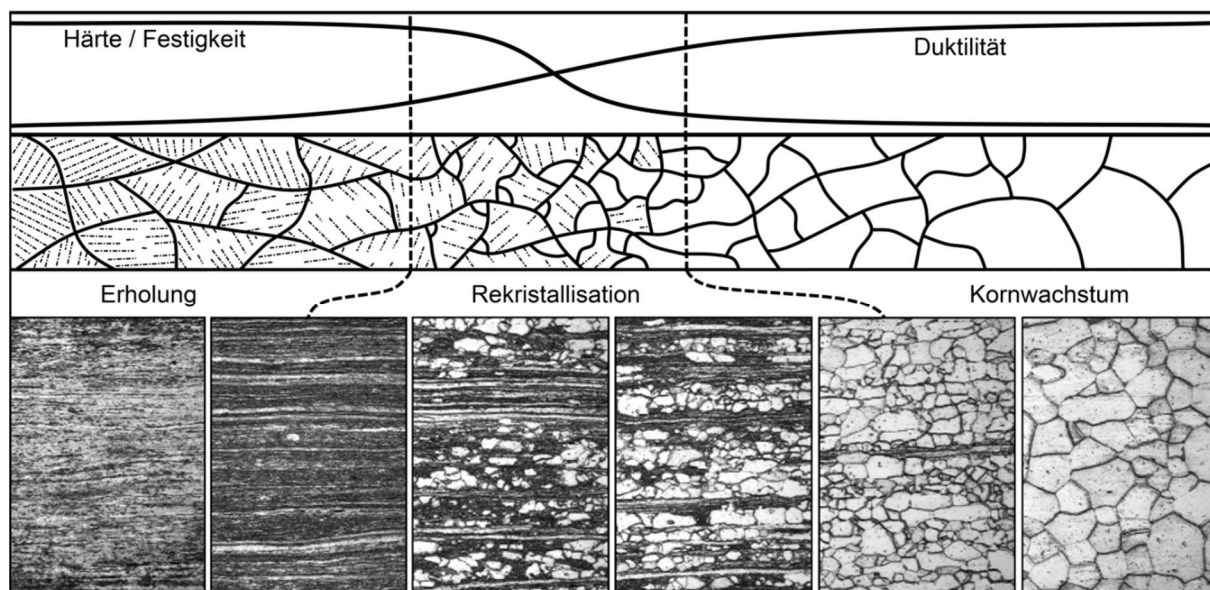


Abb. 2.13: Schematische Darstellung der Entwicklung des Gefüges und mechanischer Eigenschaften während Erholung, Rekristallisation und Kornwachstum (oben) sowie Mikrostruktur-Entwicklung während der Rekristallisation von kaltgewalztem Armco-Eisen (unten, [nach GOT07])

\dot{G} der Keime kann darüber hinaus ebenfalls mit der Zeit variieren und nimmt häufig im Laufe des Rekristallisationsprozesses ab. Die wichtigsten Faktoren, die die Rekristallisationskinetik beeinflussen, sind der Umformgrad des Werkstoffs und die Wärmebehandlungstemperatur. In Bezug auf den Umformgrad besteht eine untere Grenze, unterhalb derer keine Rekristallisation stattfindet. Diese liegt im Allgemeinen bei (wahren) Dehnungen von 1 - 3 %. Mit zunehmenden Dehnungen steigt die Rekristallisationsrate (\dot{N} und \dot{G}) kontinuierlich an, erreicht bei Dehnungen von 2 bis 4 jedoch ein Plateau. Die Rekristallisationsrate nimmt ebenso mit steigender Temperatur zu, wobei es auch hier eine untere Grenze gibt, unterhalb der nur Erholungsprozesse ablaufen.

Der Rekristallisation gehen im Rahmen der Inkubationszeit Erholungsprozesse voraus, die die Rekristallisationskinetik beeinflussen können [HUM04]. Einerseits wird die primäre Rekristallisation durch die Bildung versetzungsarmer Keime begünstigt, andererseits sorgt die allgemeine Abnahme der Versetzungsdichte im Rahmen der Erholung für eine Verringerung der Triebkräfte für die Rekristallisation. Insbesondere bei Werkstoffen mit hohen Stapelfehlerenergien (wie z.B. Aluminium) kann die ausgeprägte Neigung zur Erholung eine nachfolgende Rekristallisation unter Umständen auch vollständig unterbinden. Die Aufheizrate spielt in diesem Zusammenhang eine wichtige Rolle. Erholungsprozesse starten bereits bei deutlich geringeren Temperaturen als sie für primäre Rekristallisation notwendig sind. Längere Aufheizphasen können daher die Rekristallisation ebenso beeinträchtigen.

Im Anschluss an die Rekristallisation findet bei weiterer Wärmebehandlung aufgrund des Strebens zur Verringerung der Grenzflächendichte generell Kornwachstum statt [HUM04]. In vielen Fällen handelt es sich dabei um kontinuierliche, homogene Kornvergrößerung. Unter Umständen kann jedoch auch Wachstum einiger weniger Körner auf Kosten des restlichen Gefüges stattfinden. In diesem Fall spricht man von sekundärer Rekristallisation.

2.3.2. Wärmebehandlungsverhalten von UFG-Gefügen aus SPD-Prozessen

Wie bereits erwähnt, steigen infolge plastischer Verformung durch die Erzeugung von Versetzungsstrukturen und neuen Grenzflächen die Triebkräfte für primäre Rekristallisation. Dadurch werden Rekristallisationsprozesse nicht nur beschleunigt, sondern auch die Aktivierungsenergien, also die Temperaturen, bei denen Rekristallisation beginnt, abgesenkt. Demgegenüber sorgen die sehr hohen (wahren) Dehnungen, welche in SPD-Prozessen in den Werkstoff eingebracht werden, zur Entwicklung von Mikrostrukturen mit sehr hohen GWKG-Anteilen von bis zu 85 % (vgl. Kapitel 2.1.1). Dieser Umstand bewirkt wiederum eine Stabilität des Gefüges gegenüber primärer Rekristallisation. Somit existiert ein Bereich kritischer Dehnungen, oberhalb derer das Gefüge große Stabilität gegenüber primärer Rekristallisation aufweist (siehe Abb. 2.14 links). Bei UFG-Gefügen aus SPD-Prozessen wird daher bei Wärmebehandlungen oft ein homogenes, kontinuierliches Kornwachstum beobachtet, welches in diesem Zusammenhang auch als kontinuierliche Rekristallisation bezeichnet wird [ENG99, HUM04, YU 04]. In vielen Fällen tritt allerdings auch heterogenes, abnormales Wachstum einiger weniger Körner auf. Die Kinetik dieses Prozesses kann derer der primären Rekristallisation ähneln. Dies und der Umstand, dass das verformte Gefüge durch „neue“, verformungsfreie Körner aufgezehrt wird, grenzt den Prozess nach Molodova et al. klar vom klassischen abnormalen Kornwachstum grobkörniger Werkstoffe ab und ist demzufolge auch als Rekristallisationsprozess zu betrachten [MOL07].

Die Ursachen für abnormales Kornwachstum sind vielschichtig und von vielen Faktoren abhängig. Die Verformungshistorie, insbesondere der Verformungsmodus und die Homogenität der Verformung spielen hinsichtlich des Auftretens abnormalen Kornwachstums eine große Rolle. Werden die hohen Dehnungen beispielsweise durch Walzen eingebracht, so geht dies mit der Entwicklung starker kristallographischer Texturen einher. In diesem Fall ist abnormales Kornwachstum aufgrund des sehr hohen Volumenanteils einer bzw. einiger weniger Texturkomponenten möglich [HUM04]. In einem solchen Gefüge besitzen die zu der dominanten Texturkomponente gehörenden Körner geringe Fehlorientierungen zueinander und sind somit durch Kleinwinkelkorngrenzen (KWKG) voneinander getrennt. Aufgrund der geringen Mobilität der KWKGs können Körner mit stärker abweichenden Orientierungen, welche durch GWKGs abgegrenzt sind, schneller wachsen. Dieser Effekt tritt allerdings eher in konventionellen, grobkörnigen Gefügen auf. In UFG-Gefügen ist oftmals eine vorangehende kontinuierliche Rekristallisation bzw. sind Erholungsprozesse erforderlich, um durch Bildung von KWKGs die mikrostrukturellen Voraussetzungen einzustellen [ENG99]. Schwach texturierte Gefüge zeigen entsprechend seltener abnormales Kornwachstum, es kann bei heterogener plastischer Verformung jedoch auch hier auftreten. Beispielsweise beobachteten Wang et al. bei Untersuchungen zum Rekristallisationsverhalten von UFG-rein-Kupfer, hergestellt über ECAP, dass insbesondere sich schneidende Scherbänder Ausgangspunkte für Rekristallisation und abnormales Kornwachstum darstellen [WAN03].

Wie auch bei konventionellen, grobkörnigen Werkstoffen haben Partikel einer Sekundärphase Einfluss auf das Wachstumsverhalten bei Wärmebehandlungen. Durch Zener-Pinning kann die Migration von Groß- und Kleinwinkelkorngrenzen behindert werden [HUM04]. Die Verteilung der Sekundärphasen-Partikel (Volumenanteil und Größe) bestimmt somit die Wachstumscharakteristik (vgl. Abb. 2.14 rechts). Bei sehr wenigen Partikeln und insgesamt geringeren Volumina der Sekundärphase erfolgt weiterhin normales Kornwachstum. Mit zunehmendem Volumenanteil und feinerer Verteilung der Partikel findet in einem intermediären Regime abnormales Kornwachstum statt, bis schließlich bei noch größeren Sekundärphasen-Volumina das Kornwachstum vollständig unterbunden wird.

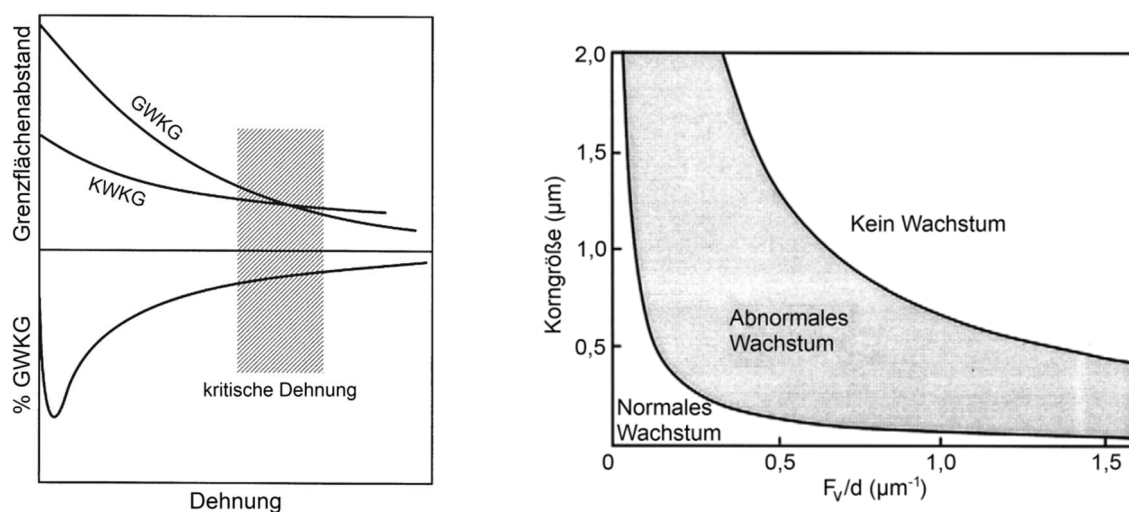


Abb. 2.14: Schematisches Diagramm des Effekts der Dehnung auf den Grenzflächenabstand und den Anteil an Großwinkelkorngrenzen bei Raumtemperatur-Verformung (links) sowie Abhängigkeit der Kornwachstumsmechanismen von der Korngröße und der Verteilung von Sekundärphasen-Partikeln (Volumenanteil/Durchmesser) [nach HUM04]

2.4. Texturen und Anisotropie

In vielkristallinen Werkstoffen besitzen die einzelnen Körner unterschiedliche kristallographische Orientierungen zueinander. Die Orientierung jedes einzelnen Korns kann durch die Ausrichtung seiner kristallographischen Achsen in Bezug zu einem äußeren Koordinatensystem beschrieben werden. Liegen innerhalb des Vielkristalls Vorzugsorientierungen vor, d.h. kommen bestimmte Orientierungen häufiger vor als andere, so spricht man in Bezug auf die gesamte Orientierungsverteilung von einer kristallographischen Textur. Die mechanischen Eigenschaften aller kristallinen Werkstoffe sind auf Kristallebene richtungsabhängig, d.h. sie sind anisotrop. Bei Auftreten kristallographischer Texturen führt diese kristallographische Anisotropie zu einer makroskopischen Anisotropie. Die Ursache für die Entstehung kristallographischer Texturen infolge plastischer Verformungen ist in der Bildung und Bewegung von Versetzungen zu suchen. Je nach Belastungsrichtung kommt es während plastischer Verformung im Kristall zum Abgleiten entlang unterschiedlicher kristallographischer Ebenen [GOT07, RÖS08]. Dieses Abgleiten hat bezüglich eines äußeren Koordinatensystems eine Rotation des Kristalls zur Folge. Die Rotationen erfolgen dabei hin zu kristallographischen Orientierungen, die für die jeweilige Belastungsrichtung und den Belastungsmodus stabil bzw. metastabil sind, d.h. bei denen kein Gleiten und demzufolge keine weitere Rotation mehr stattfinden. Auf diese Weise bilden sich Vorzugsorientierungen und somit eine kristallographische Textur aus. Nachfolgend werden die grundlegenden Zusammenhänge der Quantifizierung kristallographischer Texturen, als auch der aus Texturen resultierenden Anisotropien mechanischer Eigenschaften beschrieben.

2.4.1. Beschreibung und Darstellung kristallographischer Texturen

Die Beschreibung der Orientierung eines Korns ist auf vielfältige Weise möglich, wobei am häufigsten Miller-Indizes und Euler-Winkel verwendet werden. Die Miller-Indizes alleine stellen lediglich ganzzahlige Richtungsvektoren kristallographischer Achsen dar [BOR09]. Zur Beschreibung der Orientierung müssen diese Vektoren zu einem äußeren Koordinatensystem in Bezug gesetzt werden. Hierbei genügt es, die kristallographischen Achsen in Richtung zweier Achsen eines äußeren Koordinatensystems in Form der Indizes $\{hkl\}<uvw>$ darzustellen, um die Orientierung des Kristalls eindeutig zu beschreiben. Bei gewalzten Blechen beschreiben die Indizes $\{hkl\}$ die kristallographische Achse in Normalenrichtung (ND), während die Indizes $<uvw>$ die kristallographische Achse in Walzrichtung beschreiben [ENG10]. Die Miller-Indizes stellen eine anschauliche Beschreibung spezieller Kornorientierungen mit Ausrichtung von Symmetrieebenen/-achsen entlang des äußeren Koordinatensystems dar. Sie sind jedoch zur Beschreibung allgemeiner Kornorientierungen und Orientierungsverteilungen weniger geeignet. Hierzu werden überwiegend die Eulerwinkel φ_1 , ϕ und φ_2 verwendet. Durch drei Rotationen um diese drei Winkel lässt sich die Orientierung eines Kristallits in Bezug auf ein äußeres Koordinatensystem eindeutig beschreiben. Dabei ist allerdings eine definierte Reihenfolge der Rotationen einzuhalten. Für gewalzte Bleche erfolgt die erste Rotation um den Winkel φ_1 um ND als Rotationsachse. Die zweite Rotation um den Winkel ϕ erfolgt um die Rotationsachse RD' , welche bei der ersten Rotation aus RD hervorgegangen ist. Die dritte Rotation um den Winkel φ_2 erfolgt um die Rotationsachse ND'' , welche über ND' als Resultat der ersten Rotation aus ND hervorgegangen ist (vgl. Abb. 2.15 links) [ENG10].

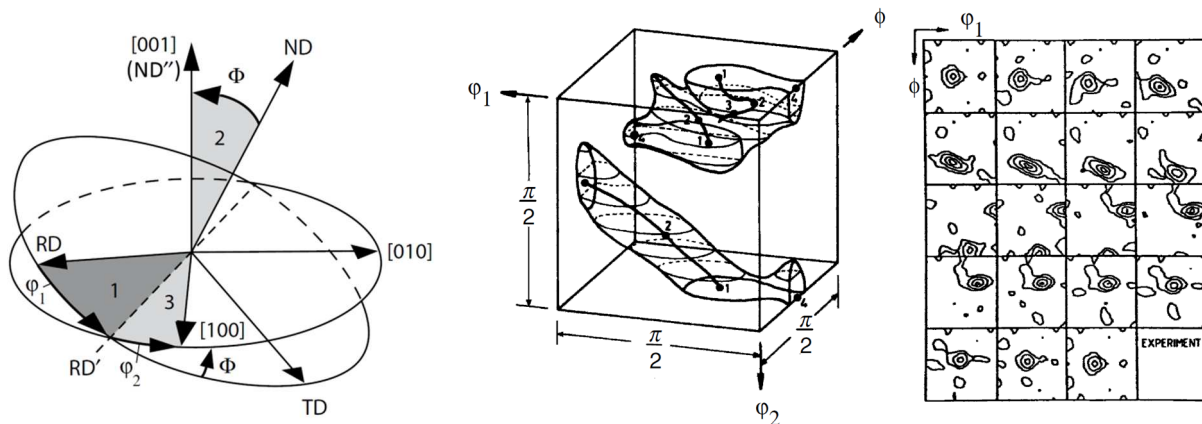


Abb. 2.15: Darstellung der Rotationen durch die Eulerwinkel φ_1 , ϕ , φ_2 zwischen einem äußeren Koordinatensystem und dem kristallographischen Koordinatensystem (links, [ENG10]) und 3D-Darstellung der ODF von gewalztem Kupfer im Eulerraum (Mitte) sowie Schnitt-Darstellungen der ODF mit jeweils konstantem Winkel φ_2 (rechts, [GOT07])

Die Eulerwinkel können zur Darstellung kristallographischer Texturen als Achsen eines kartesischen Koordinatensystems verwendet werden. Auf diese Weise wird der dreidimensionale Euler-Raum aufgespannt. Je nach Kristall- und Probensymmetrie lässt sich aufgrund des Auftretens von Spiegelebenen die Größe des Eulerraums reduzieren. Für kubische Kristallsymmetrien und orthogonale Probensymmetrien (z.B. gewalzte Bleche) lässt sich der Eulerraum auf $90^\circ \times 90^\circ \times 90^\circ$ reduzieren, wobei auch in diesem Bereich noch einige äquivalente Orientierungen auftreten. Die auftretenden Einzelorientierungen können im Euler-Raum direkt dargestellt werden. Üblicherweise werden jedoch zunächst die Häufigkeiten der Orientierungen mit einem definierten Toleranzwinkel quantifiziert und als Orientierungsverteilungsfunktion (ODF) beschrieben. Zur Quantifizierung wird dabei meist ein „discrete binning“ oder eine harmonische Reihenentwicklung eingesetzt. Beim „discrete binning“ wird der Eulerraum in Bereiche mit definierten Größen (häufig $\varphi_1 = \phi = \varphi_2 = 5^\circ$) eingeteilt und die in diesen Bereichen liegenden Orientierungen quantifiziert. Bei der harmonischen Reihenentwicklung werden der Verteilung vorliegender Orientierungen passende Kugelflächenfunktionen angefitet [BUN65]. Der für die akkurate Beschreibung einer vorliegenden Textur nötige Reihen-Entwicklungsgrad ist abhängig von der Schärfe der Textur und dem Kristall-Symmetriegrad. Für kubische Kristalle reichen Entwicklungsgrade zwischen 20 und 30 zumeist aus, um Texturen präzise zu beschreiben [ENG10]. Im Eulerraum werden die berechneten Texturen durch Äqui-Intensitätslinien dargestellt, wobei häufig Schnitt-Darstellungen der φ_1 - ϕ -Ebene bei konstantem Winkel φ_2 (zumeist 5° Abstände) verwendet werden (siehe Abb. 2.15 Mitte und rechts). Bei kubisch raumzentrierten Metallen genügt oft die Darstellung des $\varphi_2 = 45^\circ$ Schnitts, da in ihm nahezu alle wesentlichen Texturkomponenten enthalten sind [KOC00].

Weitere Methoden zur Darstellung kristallographischer Texturen stellen Polfiguren und inverse Polfiguren dar. Polfiguren werden durch stereographische Projektion des Richtungsvektors idealer Orientierungen wie $\langle 100 \rangle$, $\langle 101 \rangle$ oder $\langle 111 \rangle$ auf eine Ebene, welche durch zwei Achsen des äußeren Koordinatensystems (z.B. RD und TD) aufgespannt werden, erzeugt. Auf diese Weise lässt sich die räumliche Verteilung dieser idealen Orientierungen zweidimensional veranschaulichen (vgl. Abb. 2.16 links). Bei inversen

Polfiguren wird umgekehrt vorgegangen. Hier wird eine Achse des äußeren Koordinatensystems durch stereographische Projektion auf die Ebene, welche durch zwei kristallographische Achsen aufgespannt wird, projiziert. Aufgrund von Symmetrien genügt es häufig einen Quadranten der inversen Polfigur darzustellen (vgl. Abb. 2.16 rechts).

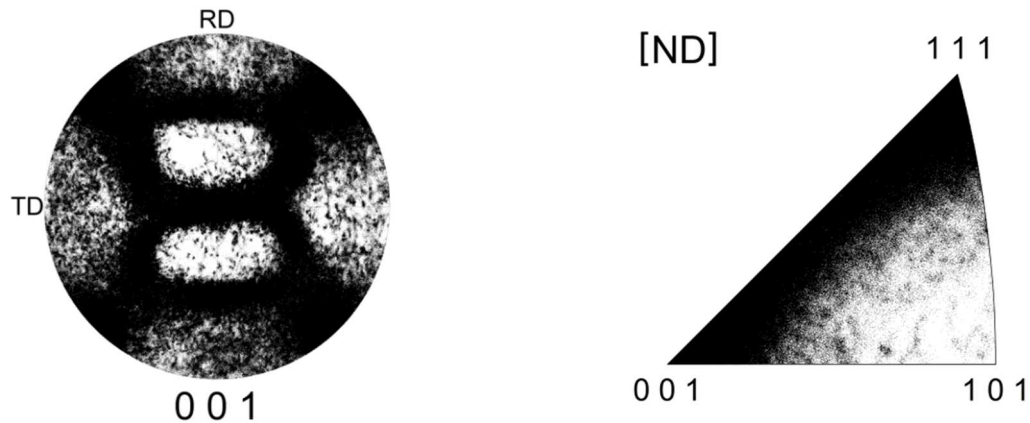


Abb. 2.16: 001-Polfigur (links) und inverse Polfigur in ND (rechts) eines kaltgewalzten Stahls

2.4.2. Texturen in kohlenstoffarmen Stählen

Kohlenstoffarme Stähle bilden im Verlauf von Umform- und Wärmebehandlungsprozessen charakteristische kristallographische Texturen aus, wie sie für kubisch raumzentrierte Metalle typischerweise auftreten. Beim Kaltwalzen entwickeln sich Faser-Texturen aus, bei denen hohe Intensitäten in Orientierungsscharen mit jeweils zwei konstanten Eulerwinkeln auftreten. Diese Orientierungsscharen stellen sich im Eulerraum als Linien bzw. Fasern dar (vgl. Abb. 2.17 links). Die beim Kaltwalzen auftretenden Fasern mit den höchsten Intensitäten sind die α -Faser ($\varphi_1 = 0^\circ$, $0^\circ \leq \Phi \leq 90^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$) und die γ -Faser ($60^\circ \leq \varphi_1 \leq 90^\circ$, $\Phi = 54,7^\circ$, $\varphi_2 = 45^\circ$) [ENG10]. Beide Fasern weisen einen konstanten Winkel φ_2 von 45° auf, weshalb zur Darstellung von Walztexturen oftmals der ODF-Schnitt bei diesem Winkel ausreicht (siehe Abb. 2.17 Mitte und rechts). Die Intensitäten und Intensitätsverteilungen der

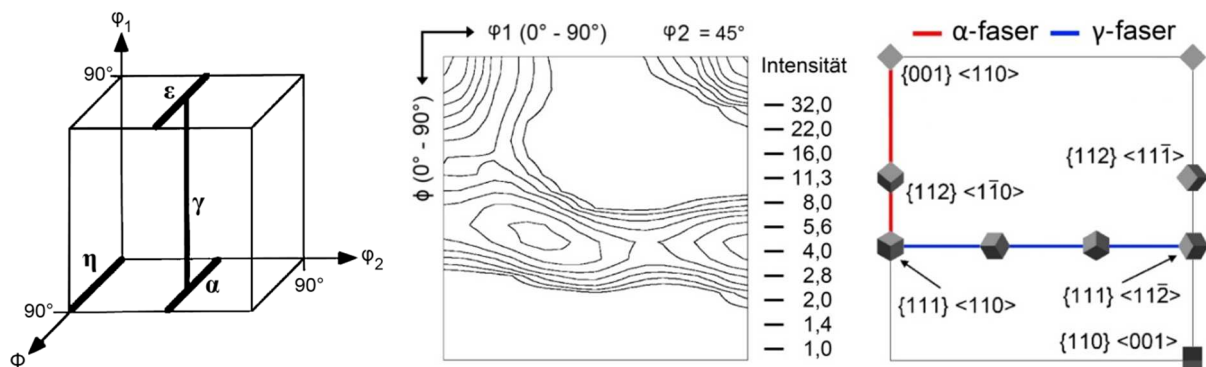


Abb. 2.17: In krz-Metallen auftretende Fasern (links), Schnitt-Darstellung bei $\varphi_2 = 45^\circ$ einer typischen Walztextur (Mitte), sowie Darstellung der relevanten kristallographischen Orientierungen und Fasern (rechts)

α - und γ -Faser sind abhängig vom Grad der Verformung. Generell steigt mit zunehmender Verformung die Texturintensität an, wobei zunächst bei der α -Faser die gedrehte Würfellage $\{001\}\langle 110\rangle$ und bei der γ -Faser die $\{111\}\langle 112\rangle$ Orientierungen dominieren (siehe Abb. 2.18 links) [HÖL91, RAA94]. Mit zunehmender plastischer Verformung verschieben sich die maximalen Intensitäten der α -Faser hin zu $\{112\}\langle 110\rangle$ und $\{111\}\langle 110\rangle$ und die maximalen Intensitäten der γ -Faser hin zu $\{111\}\langle 110\rangle$, wobei diese Orientierung beiden Fasern zugeordnet werden kann.

Die Rekristallisation kaltgewalzter kohlenstoffarmer Stähle resultiert ebenfalls in charakteristischen kristallographischen Texturen. Die Triebkraft für primäre Rekristallisation liegt in der, hauptsächlich in Form von Versetzungen, im Gefüge gespeicherten Energie [HUM04]. Die Menge der während plastischer Deformation gespeicherten Energie hängt dabei von der Kornorientierung ab. Die gedrehte Würfellage $\{001\}\langle 110\rangle$ als Teil der α -Faser speichert im Verhältnis sehr geringe Mengen Energie, während in der γ -Faser größere Mengen Energie gespeichert werden [DIL01]. Dies hat zur Folge, dass die Triebkraft für primäre Rekristallisation für die γ -Faser sehr viel größer ist als für die α -Faser. Dementsprechend verschwinden während der Rekristallisation die Orientierungen vom Typ $\{001\}\langle 110\rangle$ und $\{112\}\langle 110\rangle$ fast vollständig bzw. nähert sich ihre Häufigkeit der einer statistischen Verteilung an (siehe Abb. 2.18 rechts). Entlang der γ -Faser kommt es bei ausreichender plastischer Verformung im Zuge der Rekristallisation zu einem Anstieg der Intensität der $\{111\}\langle 112\rangle$ Orientierungen. Die Ursache für den deutlichen Anstieg in der Intensität dieser Orientierungen sehen Raabe et. Al. in orientiertem Keimwachstum, mit bevorzugtem Wachstum der $\{111\}\langle 112\rangle$ Keime hinein in Regionen mit $\{112\}\langle 110\rangle$ Orientierung, aufgrund hoher Mobilität der Korngrenzen zwischen Körnern dieser Orientierungen [RAA94].

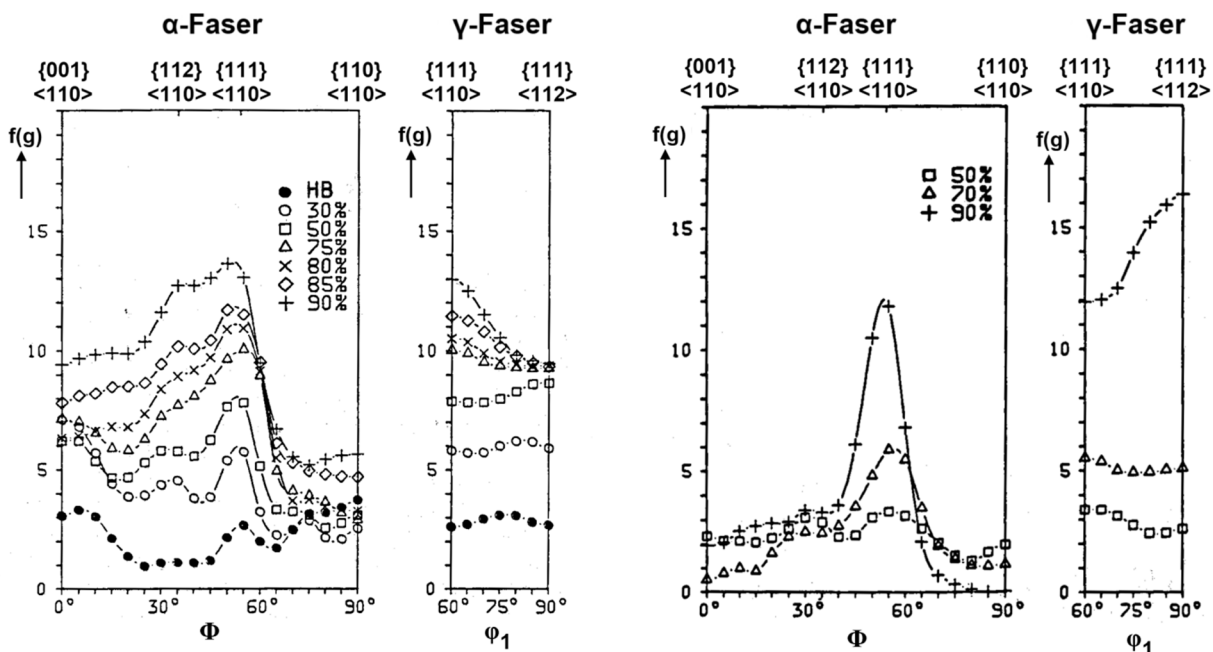


Abb. 2.18: Entwicklung der α -Faser und der γ -Faser durch Kaltwalzen bei steigender Dickenreduktion (links) sowie Intensitäten der α -Faser und der γ -Faser nach Rekristallisation kaltgewalzter Bleche mit unterschiedlichen Dickenreduktionen (Rechts) [HÖL91]

Schertexturen kubisch raumzentrierter Metalle sind ebenfalls durch das Auftreten von Fasern bestimmt. Zwei partielle Fasern treten dabei vorwiegend auf, eine mit $\langle 111 \rangle$ Vorzugsorientierungen parallel zur Scherrichtung und eine mit $\{110\}$ Vorzugsorientierungen parallel zur Scherebene [BAC96, LI 05]. Innerhalb dieser Fasern liegen einige ideale Orientierungen mit erhöhten Intensitäten. Die Orientierungen $\{112\}\langle 111 \rangle$ und $\{110\}\langle 112 \rangle$ sowie die Goss-Lage $\{110\}\langle 001 \rangle$ dominieren die Schertexturen.

Die Entwicklung der kristallographischen Texturen von Stählen kann durch Legierungselemente beeinflusst werden. Das Zulegieren von Silizium beispielsweise ermöglicht das Einstellen einer Textur mit überwiegend Goss-Lage $\{110\}\langle 001 \rangle$ [DOR06]. Dies wird durch Kaltwalzen eines siliziumlegierten Stahls (üblicherweise 3 % Si) erreicht, bei dem Silizium sich günstig auf die Entwicklung der $\{111\}\langle 112 \rangle$ Orientierung auswirkt. Durch anschließende gezielte Wärmebehandlungen entwickelt sich durch abnormales Kornwachstum eine ausgeprägte Goss-Textur. Die Goss-Keime treten dabei ausschließlich angrenzend an Körnern mit $\{111\}\langle 112 \rangle$ Orientierung auf. Derart behandelte Bleche sind aufgrund ihrer guten weichmagnetischen Eigenschaften hervorragend als Elektrobleche für Transformatoren geeignet. Anteile von 16 - 17 % des Legierungselements Chrom erweitern den Bereich des δ -Ferrits bis auf Raumtemperatur und ermöglichen damit die Herstellung rost- und säurebeständiger Stähle mit kubisch raumzentrierter Gitterstruktur [HÖL91, RAA93, TIK06]. Dies hat allerdings zur Folge, dass Warmwalzprozesse ebenfalls in der δ -Ferrit-Phase stattfinden und nicht wie bei niedriglegierten Stählen in der Austenit-Phase. Der fehlende Phasenübergang nach dem Warmwalzen verhindert eine Randomisierung der Kornorientierungen und resultiert in einer stark heterogenen Textur mit typischer Walztextur im Kernbereich und ausgeprägten Scherkomponenten wie $\{001\}\langle 110 \rangle$ und $\{112\}\langle 111 \rangle$ im Bereich der Oberflächen. Diese Heterogenitäten stellen wiederum eine Herausforderung für das Einstellen einer ausgeprägten $\{111\}$ -Fasertextur dar, welche für gute Umformeigenschaften, wie sie vor allem beim Tiefziehen benötigt werden, erforderlich ist.

2.4.3. Elastische Anisotropie

Die meisten metallischen Werkstoffe besitzen eine ausgeprägte kristallographische Anisotropie in den elastischen Eigenschaften. Eine der Ausnahmen stellt hier das Element Wolfram dar, welches einen Anisotropieindex von 1,0 besitzt und in allen Raumrichtungen einen Elastizitätsmodul von 411 GPa aufweist [RÖS08]. In vielkristallinen Werkstoffen kann trotz kristallographischer Anisotropie dennoch makroskopisch isotropes elastisches Verhalten beobachtet werden, sofern das Gefüge aus Körnern mit regellos verteilten Kornorientierungen besteht, also keine kristallographische Textur aufweist. In diesem Fall genügt zur Beschreibung des elastischen Verhaltens ein skalarer Elastizitätsmodul. In vielen Fällen liegen im Gefüge jedoch Vorzugsorientierungen in Form kristallographischer Texturen vor, welche ein makroskopisch anisotropes elastisches Verhalten hervorrufen. Zur exakten Beschreibung elastischer Verformungen muss daher das tensorielle hookesche Gesetz verwendet werden:

$$\sigma_{ij} = C_{ijkl} \cdot \varepsilon_{kl} \quad (\text{Gleichung 2.4})$$

Der Steifigkeitstensor C_{ijkl} ist hierbei ein Tensor 4. Stufe mit insgesamt 81, jedoch aufgrund von Symmetrien nur 36 unabhängigen Komponenten. Diese Symmetrien ermöglichen es den

Tensor als 6x6-Matrix darzustellen, wobei überwiegend die Voigt-Notation Verwendung findet. Dadurch folgt für das hookesche Gesetz in Tensorschreibweise:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & C_{14} & C_{15} & C_{16} \\ C_{21} & C_{22} & C_{23} & C_{24} & C_{25} & C_{26} \\ C_{31} & C_{32} & C_{33} & C_{34} & C_{35} & C_{36} \\ C_{41} & C_{42} & C_{43} & C_{44} & C_{45} & C_{46} \\ C_{51} & C_{52} & C_{53} & C_{54} & C_{55} & C_{56} \\ C_{61} & C_{62} & C_{63} & C_{64} & C_{65} & C_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Gleichung 2.5})$$

Die durch Fertigungsprozesse erzeugten kristallographischen Texturen beinhalten weitere Symmetrien, was zusätzliche Vereinfachungen des Steifigkeitstensors ermöglicht. Viele Umformprozesse, darunter auch allgemeine Walzprozesse, rufen elastische Eigenschaften mit orthotroper Symmetrie hervor. Dadurch kann der Steifigkeitstensor auf 9 unabhängige Komponenten reduziert werden [RÖS08]:

$$\begin{pmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{pmatrix} = \begin{pmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{13} & & & \\ C_{12} & C_{22} & C_{23} & & & \\ C_{13} & C_{23} & C_{33} & & & \\ & & & C_{44} & & \\ & & & & C_{55} & \\ & & & & & C_{66} \end{pmatrix} \begin{pmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{12} \end{pmatrix} \quad (\text{Gleichung 2.6})$$

Für das makroskopische elastische Verhalten spielen die Interaktionen zwischen Körnern ebenfalls eine große Rolle. Das bedeutet, die makroskopische Antwort auf eine Belastung hängt davon ab, wie die Spannungen und Dehnungen zwischen Körnern unterschiedlicher kristallographischer Orientierung übertragen werden. Diesbezüglich nahm Voigt an, dass innerhalb des Gefüges räumlich konstante Dehnungen vorliegen [VOI10]. Dieser Ansatz entspricht der Belastung eines Bündels paralleler Fasern mit unterschiedlichen kristallographischen Orientierungen (vgl. Abb. 2.19). Das makroskopische elastische Verhalten kann hier durch Rotation von Einkristall-Steifigkeitstensoren entsprechend den im Gefüge vorliegenden Kornorientierungen und Mittelung über alle Körner abgeschätzt werden. Hierbei ist zu beachten, dass Tensortransformationen in der Voigt-Notation nicht möglich sind bzw. systematische Fehler bedeuten. Daher müssen Rotationen mithilfe von Rotationsmatrizen T immer direkt über den Tensor 4. Stufe erfolgen. Der makroskopische Steifigkeitstensor nach Voigt ergibt sich damit durch:

$$C_V = \frac{1}{N} \sum_i^N [T_i]^T [C] [T_i] \quad (\text{Gleichung 2.7})$$

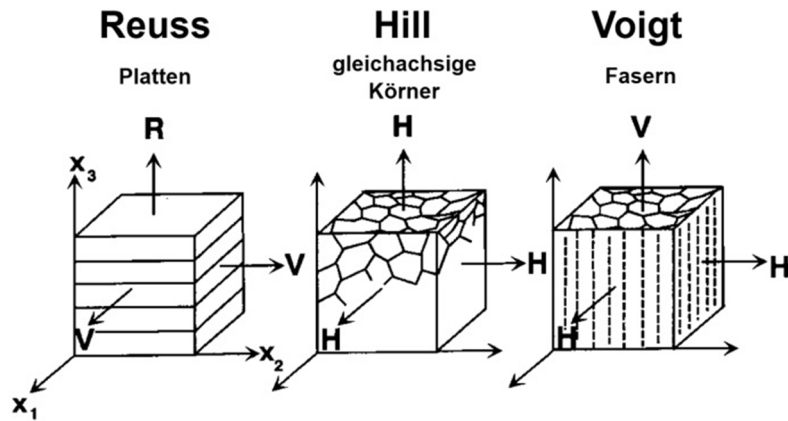


Abb. 2.19: Drei schematische Mikrostrukturen und Ansätze für die Abschätzung makroskopischer elastischer Eigenschaften: 1. Reuss-Struktur mit parallelen Platten, 2. Hill-Struktur mit gleichachsigen Körnern und 3. Voigt-Struktur mit parallelen Fasern [nach BUN00]

Einen gegensätzlichen Ansatz stellte Reuss vor, der bei Belastungen im Gefüge räumlich konstante Spannungen annahm [REU29]. Diese Herangehensweise entspricht der Belastung eines Stapels paralleler Platten unterschiedlichen kristallographischen Orientierungen (vgl. Abb. 2.19). Bei diesem Ansatz liefert die Mittelung über die Nachgiebigkeitstensoren einzelner Körner einen makroskopischen Nachgiebigkeitstensor, der durch Inversion in einen Steifigkeitstensor überführt werden kann:

$$S_R = \frac{1}{N} \sum_i^N [T_i^T]^{-1} [C]^{-1} [T_i]^{-1} = \frac{1}{N} \sum_i^N [T_i^T]^{-1} [S] [T_i]^{-1} \quad (\text{Gleichung 2.8})$$

Die Ansätze durch Voigt und Reuss stellen zwei Extrema dar und liefern einen oberen und unteren Grenzwert für das makroskopische elastische Verhalten. In realen Gefügen liegen jedoch weder vollständig homogene Spannungsverteilungen, noch vollständig homogene Dehnungsverteilungen vor. Um dem realen elastischen Verhalten von Gefügen mit gleichachsigen Körnern näherzukommen schlug Hill ein arithmetisches Mittel aus dem Voigt- und dem Reuss-Ansatz vor (vgl. Abb. 2.19) [HIL52]. Ein makroskopischer Steifigkeitstensor kann hierbei entweder durch Mittelung des Voigt-Steifigkeitstensors C_V und des Inversen des Reuss Nachgiebigkeitstensors $S_R^{-1} = C_R$ oder durch Inversion des Nachgiebigkeitstensors, der sich durch Mittelung des Inversen des Voigt-Steifigkeitstensors $C_V^{-1} = S_V$ und des Reuss Nachgiebigkeitstensors S_R ergibt, berechnet werden. Dabei ist zu beachten, dass diese beiden Ansätze zu geringfügig unterschiedlichen Ergebnissen führen, sodass das Inverse des Hill-Steifigkeitstensors nicht exakt dem Hill-Nachgiebigkeitstensor entspricht.

Ein weiterer Ansatz zur Abschätzung makroskopischer elastischer Eigenschaften anhand von Einzelorientierungen, welcher dem realen elastischen Verhalten sehr nahekommt, bedient sich des geometrischen Mittels [MAT93, MAT95, KOC00]. Hierbei wird vor der Mittelung der einzelnen Steifigkeits- oder Nachgiebigkeitstensoren der natürliche Logarithmus dieser berechnet:

$$C_{geom} = \exp \left(\frac{1}{N} \sum_i^N \ln([T_i]^T [C] [T_i]) \right) = 1 / \exp \left(\frac{1}{N} \sum_i^N \ln([T_i^T]^{-1} [S] [T_i]^{-1}) \right) \quad (\text{Gleichung 2.9})$$

Das geometrische Mittel hat den Vorteil, dass der Steifigkeitstensor C_{geom} , welcher aus den Steifigkeitstensoren der Einzelorientierungen berechnet wird, direkt durch Inversion in den Nachgiebigkeitstensor S_{geom} , welcher aus den Nachgiebigkeitstensoren der Einzelorientierungen berechnet wird, überführt werden kann.

Die Ansätze nach Voigt und Reuss, sowie das geometrische Mittel stellen lediglich Mittelungen der richtungsabhängigen elastischen Eigenschaften des Einkristalls basierend auf den Orientierungsverteilungen dar. Sie berücksichtigen jedoch nicht die Interaktionen benachbarter Körner unterschiedlicher Orientierungen und die sich daraus ergebenden Unstetigkeiten in den Spannungs- bzw. Dehnungsverteilungen. Diesen Aspekt suchte Kröner durch Aufstellen eines selbstkonsistenten Modells, basierend auf dem Ellipsoid-Einschlussproblem nach Eshelby, mit in die Berechnung der elastischen Eigenschaften von Vielkristallen einzubeziehen [KRÖ58, KRÖ61, ESH57]. Dieses Modell betrachtet die Körner in einem Vielkristall als ellipsoide Einschlüsse in eine homogene Matrix. Die elastischen Eigenschaften des Vielkristalls werden über einen iterativen Prozess berechnet, bei dem sich die elastischen Eigenschaften der Matrix aus den elastischen Eigenschaften des Verbunds aus Matrix und Einschluss aus dem vorherigen Schritt ergeben. Das Modell nach Kröner betrachtet dabei nur Aggregate bzw. Vielkristalle ohne Vorzugsorientierungen und resultiert dementsprechend in isotropen elastischen Eigenschaften. Die Erweiterung des selbstkonsistenten Modells auf Vielkristalle mit kristallographischer Textur wurde von Kneer vorgenommen [KNE65]. Dieser geht dabei jedoch von kugelförmigen Körnern aus, sodass richtungsabhängig unterschiedliche Interaktionen zwischen Körnern aufgrund ihrer Streckungsgrade nicht berücksichtigt werden. Der Einfluss der Kornformen auf die elastischen Eigenschaften wurde von Kiewel und Bunge betrachtet, jedoch ausschließlich für makroskopisch isotrope Werkstoffe [KIE96]. Zur Berechnung makroskopischer elastischer Eigenschaften von Vielkristallen mit hohen Kornstreckungsgraden und starker kristallographischer Textur fehlen bislang analytische Ansätze. Die Integration dieser beiden Aspekte in selbstkonsistente Modelle würde den ohnehin bereits sehr hohen Rechenaufwand dieser weiter steigern. Aus diesem Grund werden zunehmend FE-Modelle zur Untersuchung der elastischen Eigenschaften von Vielkristallen eingesetzt [TOO99, COU08, KAM09-2].

2.4.4. Plastische Anisotropie und Anisotropie der Streckgrenze

Ebenso wie die elastischen Eigenschaften sind auch die plastischen Eigenschaften metallischer Werkstoffe auf Kristallebene anisotrop. Plastische Verformung beruht in Metallen überwiegend auf Versetzungsbewegungen. Die kristallographischen Ebenen und Richtungen, auf denen sich Versetzungen bewegen können, sind dabei abhängig vom Gittertyp des jeweiligen Werkstoffs. In kubisch raumzentrierten Metallen findet Gleiten ausschließlich in $\langle 111 \rangle$ Richtungen, also in den dichtest gepackten Richtungen statt [GOT07, RÖS08]. Gleitebenen können dabei vom Typ $\{110\}$, $\{112\}$ oder $\{123\}$ sein, wobei 6 unabhängige $\{110\}$ Ebenen, 12 unabhängige $\{112\}$ Ebenen sowie 24 unabhängige $\{123\}$ Ebenen existieren. Da in $\{110\}$ Ebenen jeweils zwei $\langle 111 \rangle$ Gleitrichtungen möglich sind ergeben sich insgesamt 48 unabhängige Gleitsysteme in krz-Metallen. Gleiten in $\{112\}\langle 111 \rangle$ und $\{123\}\langle 111 \rangle$ Gleitsystemen ist thermisch aktiviert. In Eisenwerkstoffen, wie auch in vielen anderen krz-Metallen, wird bei Raumtemperatur Gleiten fast ausschließlich in $\{110\}\langle 111 \rangle$ und $\{112\}\langle 111 \rangle$ Gleitsystemen beobachtet [WEI13]. Welche Gleitsysteme in einem

Einkristall bei Aufbringen einer äußeren Kraft aktiviert werden, hängt von der Ausrichtung dieser in Bezug zur Belastungsrichtung ab. Dieser Zusammenhang wird durch das Schmid'sche Schubspannungsgesetz beschrieben:

$$\sigma \cdot \cos \lambda \cdot \cos \theta = \tau_{krit} \quad (\text{Gleichung 2.10})$$

Gleiten findet demnach statt, wenn die durch die äußere Spannung σ hervorgerufene Scherspannung in der betrachteten Gleitebene die kritische Scherspannung τ_{krit} des jeweiligen Gleitsystems erreicht. Die Höhe der Scherspannung ergibt sich aus dem Winkel λ zwischen Belastungsrichtung und Gleitrichtung \underline{m} sowie dem Winkel θ zwischen Belastungsrichtung und der Gleitebenennormalen \underline{n} des Gleitsystems (siehe Abb. 2.20 links). Die durch plastische Verformung erzeugten Versetzungen interagieren über ihre elastischen Spannungsfelder miteinander und sorgen so für eine Verfestigung, die sich in einer Steigerung der kritischen Scherspannung τ_{krit} äußert. Diese Verfestigung ist jedoch nicht für alle Gleitsysteme gleich. In Eisenwerkstoffen verfestigen beispielsweise die Gleitsysteme vom Typ $\{112\} \langle 111 \rangle$ deutlich stärker als die Gleitsysteme vom Typ $\{110\} \langle 111 \rangle$ [TAS14].

Dieses unterschiedliche Verfestigungsverhalten in den Gleitsystemen trägt unter anderem dazu bei, dass die initialen Verfestigungen bei der Verformung von Einkristallen unterschiedlicher Orientierungen stark voneinander abweichen (vgl. Abb. 2.20 rechts). Bei der Verformung der Einkristalle spielen allerdings auch geometrische Einflüsse aufgrund der Rotationen während der plastischen Verformung eine Rolle.

Die überwältigende Mehrheit der Konstruktionswerkstoffe ist allerdings nicht einkristallin, sondern liegt als Vielkristall vor. In diesem Fall muss die Verformung benachbarter Körner miteinander kompatibel sein. Dies ist nicht möglich, wenn nur ein Gleitsystem in dem jeweiligen Korn aktiviert wird. Taylor postulierte, dass die Aktivierung von fünf unabhängigen Gleitsystemen in jedem Korn für plastische Verformung in Vielkristallen notwendig ist [RÖS08]. Dabei ging er davon aus, dass diejenige Kombination von Gleitsystemen aktiviert

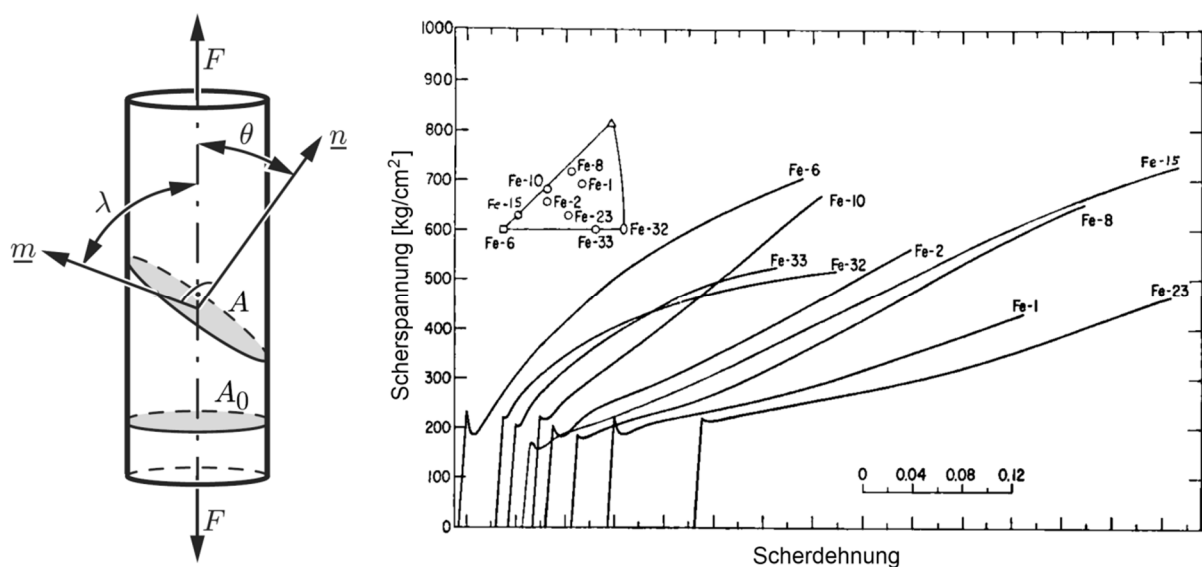


Abb. 2.20: Lage eines Gleitsystems innerhalb eines Zugstabs (links, [RÖS08]) und Verfestigungskurven einiger scherverformter Eisen-Einkristalle verschiedener Orientierungen (rechts, [nach KEH64])

wird, deren Gesamtscherung am kleinsten ist. Analog zum Schmid'schen Schubspannungsgesetz ergibt sich für Vielkristalle somit ein Zusammenhang zwischen der (mittleren) kritischen Scherspannung τ_{krit} und der makroskopischen Fließspannung σ_f :

$$\sigma_f = M \cdot \tau_{krit} \quad (\text{Gleichung 2.11})$$

Bei einer regellosen Orientierungsverteilung der Körner ergibt sich für kubisch raumzentrierte Metalle ein mittlerer Taylor-Faktor von etwa 2,75 [ROS71]. Der Taylor-Faktor eines Kristallits/Korns ist jedoch von seiner Orientierung abhängig und kann Werte zwischen 2,12 für $\langle 100 \rangle$ orientierte Körner und 3,18 für $\langle 110 \rangle$ und $\langle 111 \rangle$ orientierte Körner annehmen [ROS71]. Diese Unterschiede in den Taylor-Faktoren verschieden orientierter Körner können bei Vorhandensein einer kristallographischen Textur ebenfalls zu makroskopisch anisotropen plastischen Eigenschaften führen.

Analog zur Vorgehensweise bei der elastischen Anisotropie können über die Berechnung mittlerer Taylor-Faktoren für unterschiedliche Belastungsrichtungen die richtungsabhängigen plastischen Eigenschaften abgeschätzt werden. Das geometrische Mittel der Taylor-Faktoren einzelner Körner eines Vielkristalls ergibt sich damit für eine bestimmte Belastungsrichtung wie folgt:

$$M_{geom} = \exp\left(\frac{1}{N} \sum_i^N \ln(M_i)\right) \quad (\text{Gleichung 2.12})$$

Hierbei ist zu bedenken, dass die direkten Nachbarschaftsverhältnisse der Körner nicht berücksichtigt werden. Diese sind jedoch hinsichtlich der Auswahl von Gleitsystemen aufgrund der notwendigen Kompatibilität der plastischen Verformungen von großer Bedeutung. Darüber hinaus ist die kritische Scherspannung τ_{krit} ebenfalls richtungsabhängig. Dies resultiert einerseits aus dem unterschiedlichen Verfestigungsverhalten verschiedener Gleitsysteme und andererseits aus der anisotropen Verfestigung, bedingt durch die Verformungshistorie. Die Berechnung einer makroskopischen Fließspannung oder einer Streckgrenze über die Gleichungen 2.11 und 2.12 auf Grundlage von Orientierungsdaten einer Vielkristallinen Probe (z.B. aus EBSD-Messungen) kann daher lediglich eine grobe Abschätzung darstellen.

Aufgrund der großen Komplexität der plastischen Verformung in Metallen werden mikrostrukturbasierte Abschätzungen des plastischen Verhaltens im Allgemeinen nicht für die Auslegung oder Simulation von Umformprozessen verwendet. Hier wird weiterhin überwiegend auf experimentell gewonnene Fließflächendiagramme zurückgegriffen. Zur Untersuchung des lokalen Verformungsverhaltens vielkristalliner Werkstoffe oder zur Simulation einfacher Umformprozesse wird allerdings zunehmend die Kristallplastizitäts-Finite-Elemente-Methode (CPFEM) eingesetzt [RAA02, ROT10]. Für komplexe Umformprozesse und hohe Umformgrade, wie sie auch beim Spaltprofilieren und Spaltbiegen auftreten, ist CPFEM aufgrund des enormen Rechenaufwandes und den selbst mit modernen Großrechnern unökonomischen Rechenzeiten jedoch ungeeignet.

2.5. Eigenspannungen

Als Eigenspannungen werden interne Spannungen bezeichnet, die ohne Aufbringen äußerer Lasten in einem Werkstück oder Bauteil vorliegen [WIT07]. Sie resultieren aus Fehlpassungen oder Inkompatibilitäten zwischen verschiedenen Bereichen innerhalb des Materials. Das Verständnis der Entstehung sowie die Auswirkungen von Eigenspannungen und deren Kontrolle sind insbesondere aus technologischer Sicht von großer Bedeutung. Eigenspannungen haben einen großen Einfluss auf die Bauteillebensdauer und können unter Umständen bereits beim Herstellungsprozess zum Versagen führen (vgl. Abb. 2.21 links). Sie können andererseits aber auch genutzt werden, um Bauteillebensdauern durch Verbesserung der Ermüdungseigenschaften zu erhöhen (z.B. Einbringen von Druckeigenspannungen beim Kugelstrahlen). In einem Bauteil liegen die Eigenspannungen in einem Gleichgewichtszustand vor, sodass die Summe aller vorhandenen Eigenspannungen Null ist

Eigenspannungen werden allgemein eingeteilt in Eigenspannungen erster (I.), zweiter (II.) und dritter (III.) Art [SPI09]. Unter Eigenspannungen I. Art versteht man makroskopische Spannungen innerhalb des Materials, in einem Volumen, welches hinsichtlich der mikrostrukturellen Zusammensetzung und der mechanischen Eigenschaften als repräsentativ für den Werkstoff angesehen werden kann. Lokale Abweichungen von dieser mittleren Spannung infolge interkristalliner elastischer Inkompatibilitäten werden als Eigenspannungen II. Art bezeichnet (vgl. Abb. 2.21 rechts). Spannungsvariationen innerhalb eines Kornes (z.B. durch Versetzungsstrukturen) werden als Eigenspannungen III. Art kategorisiert.

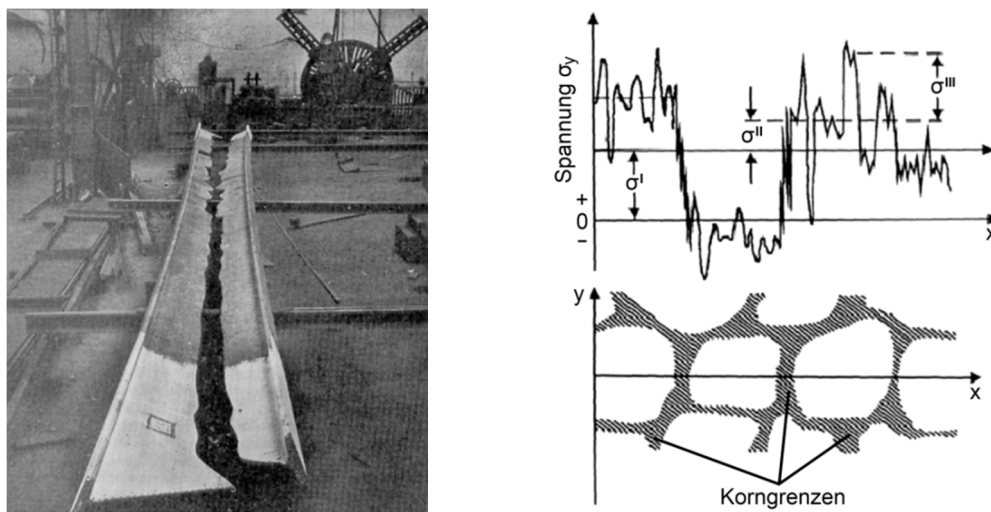


Abb. 2.21: Durch Relaxation von Eigenspannungen geborstener Stahlträger (links, [CAM54]) sowie schematische Darstellung zur Einordnung von Eigenspannungen I., II. und III. Art (rechts, [nach HAU86])

2.5.1. Entstehung von Eigenspannungen

Für die Entwicklung von Eigenspannungen in einem Werkstück oder Bauteil gibt es viele Ursachen. Neben thermischen Eigenspannungen treten Eigenspannungen am häufigsten infolge heterogener plastischer Verformungen sowie bei lokalen Phasenumwandlungen auf [SPI09].

Bei plastischer Verformung entstehen Eigenspannungen II. und III. und in den meisten Fällen auch I. Art [SPI09]. Eigenspannungen III. Art resultieren direkt aus den Spannungsfeldern von Versetzungen und spiegeln in ihrer räumlichen Verteilung daher die Anordnung von Versetzungszellstrukturen wieder (vgl. Kapitel 2.1.1). Eigenspannungen II. Art haben ihre Ursache in der elastischen und plastischen Anisotropie (vgl. Kapitel 2.4.3 und 2.4.4). Durch die Aktivierung unterschiedlicher Gleitsysteme in benachbarten Körnern entstehen Fehlpassungen, die durch elastische Dehnung, d.h. durch Eigenspannungen ausgeglichen werden [WIT07]. Die elastische Anisotropie hat hierbei einen Einfluss auf den Betrag der Eigenspannungen. Die aus technologischer Sicht oftmals wichtigeren Eigenspannungen I. Art entstehen bei makroskopisch heterogener plastischer Verformung. Die Eigenspannungen resultieren aus Fehlpassungen zweier Bereiche des Werkstücks, die unterschiedliche Beträge plastischer Verformung erfahren haben. Die Fehlpassung wird wie bei Eigenspannungen II. Art durch elastische Verformung ausgeglichen. Die überwältigende Mehrheit an Umformprozessen beinhaltet heterogene plastische Verformungen. Diese müssen bei der Auslegung der jeweiligen Prozesse mit berücksichtigt werden, da die Rückfederung zur Einstellung von Eigenspannungsgleichgewichten einen nicht zu unterschätzenden Einfluss auf die Form- und Maßgenauigkeit des Halbzeugs oder Bauteils hat.

Thermische Eigenspannungen entstehen aufgrund starker Temperaturgradienten [WIT07]. Diese treten beispielsweise beim Abschrecken heißer Werkstücke auf, wenn das Material an der Oberfläche durch den Kontakt mit dem Kühlmedium rapide seine Wärme abgibt und der Kernbereich eine noch deutlich erhöhte Temperatur besitzt. Aufgrund des für die meisten Werkstoffe positiven Wärmeausdehnungskoeffizienten kontrahiert das Material an der Oberfläche, was wiederum eine Spannung im Kernbereich induziert. Übersteigt diese Spannung die im noch heißen Kernbereich herabgesetzte Streckgrenze, so führt dies zu plastischer Verformung. Ist das Werkstück vollständig abgekühlt bleibt der thermisch induzierte Verformungsgradient zurück, welcher wie bereits erwähnt einen Eigenspannungsgradienten hervorruft.

Phasenumwandlungen können Eigenspannungen hervorrufen, sofern sie mit einer Volumenzunahme oder Volumenabnahme einhergehen [BHA02]. Ein gutes Beispiel ist die martensitische Umwandlung in Stählen, welche vielfach genutzt wird um die mechanischen Eigenschaften eines Bauteils zu verbessern. Die Phasenumwandlung kann dabei thermisch oder mechanisch induziert werden. Bei geeigneter chemischer Zusammensetzung kann rasche Abkühlung die Martensitbildung ermöglichen, was bei Laser-Wärmebehandlungen genutzt wird, um lokal martensitische Gefüge einzustellen [BER08]. Auch beim Einsatzhärten wird an der Bauteiloberfläche durch thermisch induzierte Martensitbildung ein martensitisches Gefüge erzeugt. Allerdings muss hierbei zuvor durch Aufkohlen die Randschicht mit Kohlenstoff angereichert werden [BER08]. Mechanisch induzierte Martensitbildung findet bei mechanischen Oberflächenbehandlungen wie beispielsweise Festwalzen oder Festklopfen statt, sofern der Werkstoff hinsichtlich seiner chemischen Zusammensetzung und der Gefügebestandteile in einem metastabilen Zustand vorliegt, welcher spannungsinduzierte Martensitbildung ermöglicht [SCH16]. In beiden Fällen sorgt die Volumenvergrößerung während der Martensitbildung für die Entstehung von Druckeigenspannungen an der Bauteiloberfläche, welche sich neben der gesteigerten Härte bzw. Festigkeit im martensitischen Gefüge positiv auf die Ermüdungseigenschaften bei Biegebelastung auswirken.

2.5.2. Ermittlung von Eigenspannungen

Bei den Methoden zur Ermittlung von Eigenspannungen wird im Allgemeinen zwischen zerstörenden und nicht-zerstörenden bzw. teil-zerstörenden Methoden unterschieden. Die nicht-zerstörenden Methoden machen sich vor allem Beugungseffekte zunutze. Eingesetzt wird Röntgenbeugung und seltener auch Neutronenbeugung. Durch Röntgenbeugung, bei der zwischen Labor-Röntgendiffraktometrie und Synchrotron-Röntgendiffraktometrie unterschieden wird, können sowohl Makro-Eigenspannungen (I. Art), als auch Mikro-Eigenspannungen (II. und III. Art) ermittelt werden [WIT07]. Mikro-Eigenspannungen entsprechen unterschiedlichen Abweichungen von den mittleren Netzebenenabständen verschiedener Körner in einem Gefüge und sorgen dadurch für eine Verbreiterung der Reflexe. Hierbei ist zu beachten, dass sowohl die Versetzungszellstrukturen, als auch die elastische Interaktion benachbarter Körner zu Abweichungen von den mittleren Netzebenenabständen führen. Daher ist eine Trennung zwischen Eigenspannungen II. und III. Art durch röntgenographische Methoden kaum möglich. Ermittelt werden die Mikro-Eigenspannungen durch Vergleich der Breiten aufgenommener Reflexe mit jenen eines spannungsfreien Referenzmaterials. Der Referenzwerkstoff sollte dabei sowohl die gleiche chemische Zusammensetzung, als auch ein vergleichbares Gefüge und etwa die gleiche Korngröße aufweisen, da sich diese Faktoren ebenfalls auf die Reflexbreite auswirken. Makro-eigenspannungen bewirken eine systematische Vergrößerung (Zug) oder Verringerung (Druck) der Netzebenenabstände in Spannungsrichtung und resultieren somit in einer Verschiebung der Reflexlagen zu höheren oder niedrigeren Beugungswinkeln. Das am weitesten verbreitete und im Allgemeinen präziseste Verfahren zur Ermittlung von Makro-Eigenspannungen ist die sogenannte $d(\sin^2\psi)$ -Methode. Hierbei werden bei einem konstanten Winkel φ die Reflexlagen und somit die Netzebenenabstände d über einen weiten ψ -Bereich ermittelt. Die Winkel φ (Azimutwinkel) und ψ (Polwinkel) sind Polarkoordinaten, die das äußere Koordinatensystem des Diffraktometers mit dem Probenkoordinatensystem in Bezug bringen (vgl. Abb. 2.22 links). Zur Bestimmung des Betrags der Hauptspannungen wird der ermittelte Netzebenenabstand d (Y-Achse) gegen $\sin^2\psi$ (X-Achse) aufgetragen. Bei textur- und verformungsfreien Werkstoffen ergibt sich eine Gerade, aus deren Y-Achsen-Abschnitt der Betrag der Eigenspannung durch Vergleich mit dem Netzebenenabstand einer spannungsfreien Referenz berechnet werden kann [BEH03]. Dies ist jedoch nur möglich, wenn die $d(\sin^2\psi)$ -Verteilung annähernd eine Gerade darstellt, also für textur- und verformungsfreie Gefüge. Liegen Verformungsstrukturen, signifikante kristallographische Texturen oder Eigenspannungsgradienten vor, wie es bei Spaltprofilen der Fall ist, kann die Struktur der $d(\sin^2\psi)$ -Verteilung sehr komplex werden, was die Auswertung erheblich erschwert (vgl. Abb. 2.22 rechts).

Aufgrund der Absorption der Röntgenstrahlung durch das Probenmaterial liefern Labor-Diffraktometer lediglich bis in wenige Mikrometer unter der Oberfläche Informationen über den Spannungszustand. Durch Verwendung von Synchrotron-Strahlung mit deutlich höherer Brillanz (Energie \uparrow) können höhere Eindringtiefen erzielt werden. Allerdings bedeutet dies, dass bei Vorhandensein von Eigenspannungs- oder Materialeigenschaftsgradienten sich die Reflexlagen durch eine komplexe Mittelung über die Gradienten ergeben, was die Auswertung der $d(\sin^2\psi)$ -Verteilungen weiter erschwert. Bei sehr steilen Eigenspannungsgradienten ist eine Auswertung über die $d(\sin^2\psi)$ -Methode dennoch möglich, mit vergleichsweise großem experimentellem und rechnerischem Aufwand, auch mit Labor-Diffraktometern [BEH00]. Zur

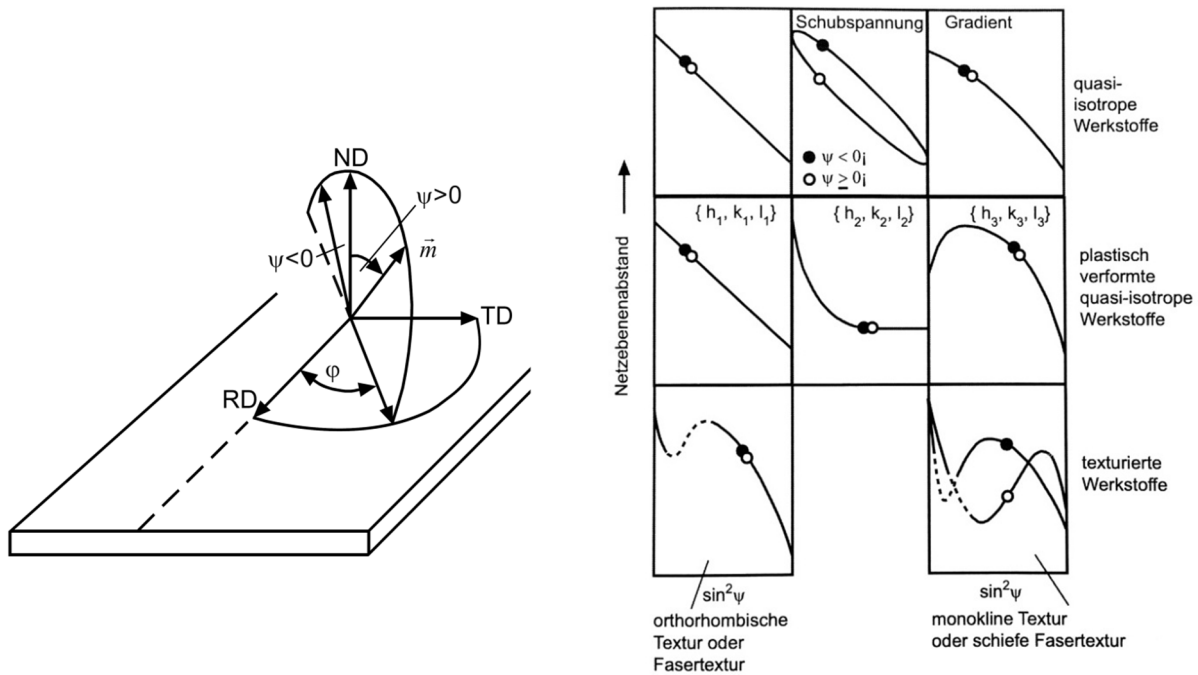


Abb. 2.22: Bezug der Polarkoordinaten φ und ψ zum orthogonalen (Blech) Probenkoordinatensystem (links, [nach SPI09]) sowie verschiedene typische $d(\sin^2\psi)$ -Verteilungen, hervorgerufen durch unterschiedliche Spannungszustände und unterschiedliche Gefüge (rechts, [BEH03])

Bestimmung von weniger steilen Eigenspannungsgradienten mittels Röntgenbeugung werden bei Verwendung von Labor-Diffraktometern stufenweise Messungen mit sukzessivem Abtrag von Materialschichten durchgeführt [EIG96]. Dabei ist zu bedenken, dass durch das Abtragen eigenspannungsbehafteter Materialschichten der Eigenspannungszustand der Probe verändert wird, was bei der späteren Auswertung der Daten zu berücksichtigen ist. Darüber hinaus bedeutet dies, dass aus der zerstörungsfreien Methode (zumindest für kleine Bauteile) eine zerstörende Methode wird. Aus diesen Gründen stellt die Röntgen-Diffraktometrie zur Ermittlung von Eigenspannungsgradienten in komplexen Werkstoffen mit verformter Mikrostruktur und ausgeprägter kristallographischer Textur eine große Herausforderung dar.

Eine weitere zerstörungsfreie bzw. teilzerstörende Methode zur Bestimmung von Eigenspannungen bedient sich der Messung der Schallgeschwindigkeit mittels Ultraschall-Wandlern [SPI09]. Die Geschwindigkeit des Transports von Schallwellen in einem kristallinen Festkörper ist von der Packungsdichte der Atome abhängig. Wenn aufgrund von Eigenspannungen die Netzebenenabstände von ihrer Gleichgewichtslage abweichen, hat dies einen Einfluss auf die Schallgeschwindigkeit. Allerdings ist die Schallgeschwindigkeit auch von der kristallographischen Orientierung abhängig, weshalb bei Vorhandensein einer ausgeprägten kristallographischen Textur eigenspannungsbedingte Abweichungen von der Schallgeschwindigkeit durch Texturbedingte überlagert werden. Darüber hinaus wird bei Vorliegen von Eigenspannungsgradienten immer eine über die Messlänge gemittelte Schallgeschwindigkeit gemessen. Um Eigenspannungsgradienten auflösen zu können müssen daher wie bei der Röntgen-Diffraktometrie sukzessive Materialschichten abgetragen und aus den stufenweise gemessenen Schallgeschwindigkeiten die ursprünglich vorhandenen Eigenspannungen zurückgerechnet werden.

Für die Ermittlung makroskopischer Eigenspannungen haben sich vor allem zerstörende bzw. teilzerstörende Methoden etabliert, die sich mikroskopische oder makroskopische Verformungen in einer Probe durch Relaxationen bei der Entfernung eigenspannungsbehafteten Materials zunutze machen. In diese Kategorie fallen das Bohrloch- und das Ringkern-Verfahren, die Konturmethode sowie die Freischneidemethode [WIT07, ROS12]. Die Grundlagen des Bohrloch-Verfahrens und der Freischneidemethode werden im Folgenden näher beschrieben.

2.5.3. Bohrloch-Verfahren

Mit dem Bohrloch-Verfahren werden Eigenspannungen durch Einbringen eines kleinen Bohrlochs mit zumeist 1 - 2 mm Durchmesser ermittelt. Durch das Entfernen eigenspannungsbehafteten Materials kommt es im Bereich des Bohrlochs zu Relaxations-Verformungen, welche genutzt werden können, um auf die vorhandenen Eigenspannungen zu schließen (vgl. Abb. 2.23 links) [WIT01]. In der Praxis werden die, an der Oberfläche in der Nähe des Bohrlochs auftretenden, Dehnungen überwiegend mittels spezieller Dehnmessstreifen (DMS) aufgenommen. Neuere Entwicklungen nutzen optische Verfahren wie die Moiré-Interferometrie oder die digitale Bildkorrelation, um die Dehnungen im Bereich des Bohrlochs als zweidimensionale Verteilung aufzunehmen [STE03, SCH10]. Diese Verfahren sind im Vergleich zu typischen Folien-DMS bislang jedoch noch weniger präzise und haben eine deutlich höhere Auflösungsgrenze bezüglich der Dehnungserfassung, weshalb sie eher komplementär zum konventionellen Bohrloch-Verfahren mit DMS eingesetzt werden. Bei den meisten kommerziell erhältlichen Bohrloch-DMS-Rosetten sind drei DMS radial auf einem Kreis mit Durchmesser d_m angeordnet (siehe Abb. 2.23 Mitte). Zwei der DMS weisen einen 90° -Winkel zueinander auf, während der dritte DMS entweder unter 45° oder unter 135° zu den anderen beiden DMS angeordnet ist. Daneben sind auch Spezial-Rosetten mit sechs DMS erhältlich, bei denen entweder drei zusätzliche radiale DMS gegenüber den anderen Dreien angeordnet sind, oder sie besitzen zusätzliche tangentielle DMS, mit denen tangentielle Dehnungen um das Bohrloch herum aufgenommen werden können (siehe Abb. 2.23 rechts). Das Bohrloch-Verfahren wird fast ausschließlich inkrementell durchgeführt. Das heißt die Bohrtiefe wird in diskreten Inkrementen gesteigert, wobei zwischen den einzelnen Inkrementen die Dehnungen an der Probenoberfläche mittels DMS-Rosette aufgenommen werden. Auf diese Weise erhält man einen von der Bohrtiefe abhängigen Dehnungsverlauf,

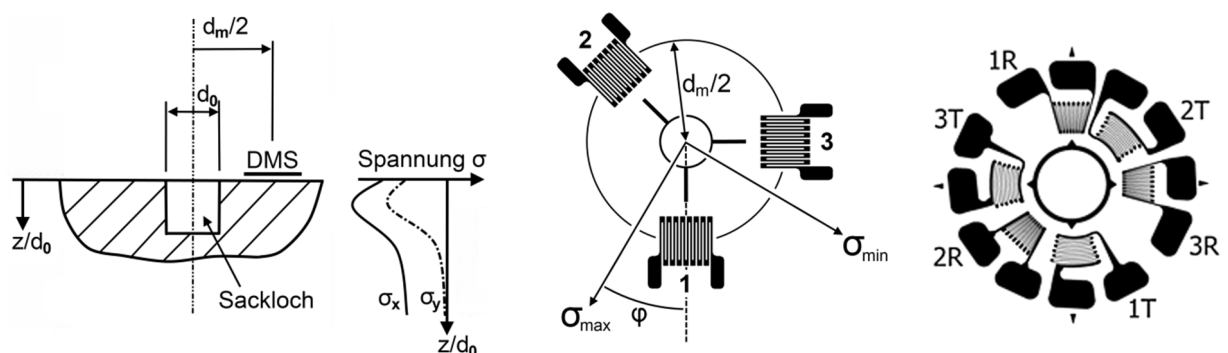


Abb. 2.23: Messprinzip des Bohrloch-Verfahrens (links) und Anordnung der DMS in einer typischen Bohrlochrosette (Mitte) sowie in einer Spezialrosette mit zusätzlich tangential angeordneten DMS (rechts, AST13)]

über den auf die vorhandenen Eigenspannungen zurückgerechnet werden kann. Für diese Berechnung gibt es verschiedene Ansätze [SOB07]. Im einfachsten Fall wird von konstanten Eigenspannungen in Dickenrichtung ausgegangen, wobei noch zwischen Sacklöchern und durchgehenden Löchern bei Blechen unterschieden wird. Die Berechnung ist hier eine einfache Funktion des Bohrlochdurchmessers, des Abstandes der DMS vom Bohrloch und dem Winkel der Hauptspannungen zur Messrichtung (Position der DMS). Homogene, in Dickenrichtung konstante Eigenspannungen sind jedoch ein Spezialfall, der in der Praxis eher selten auftritt. Zur Berechnung von Eigenspannungsgradienten aus den aufgenommenen Dehnungsverteilungen finden vor allem die Differentialmethode und die Integralmethode Verwendung. Die Grundlagen dieser Methoden werden im Folgenden näher beschrieben.

Differentialmethode

Die Differentialmethode wurde durch Kockelmann und Schwarz an der Materialprüfanstalt (MPA) der Universität Stuttgart entwickelt [SCH96]. Sie liefert Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der inkrementellen Bohrtiefe, basierend auf gemessenen Oberflächen-dehnungen. Zu beachten ist, dass bei dieser Methode die Beiträge aus vorherigen Bohrinkrementen auf die Gesamtdehnung nicht von der, bei dem jeweiligen Bohrinkrement gemessenen, Dehnung getrennt werden. Das bedeutet, jedes Bohrinkrement wird als eigenständige Messung betrachtet, bei der eine (homogene) Eigenspannung angenommen wird. Zur Ermittlung möglichst präziser Eigenpannungsverläufe müssen vor der eigentlichen Messung Kalibrationskurven (bohrtiefenabhängige Kalibrierfunktionen K) für das zu untersuchende Material und die verwendeten Bohrer- und Rosetten-Geometrien aufgenommen werden (vgl. Abb. 2.24). Diese Kalibrierkurven können experimentell, durch anlegen einer äußeren Last an einer eigenspannungsfreien Probe des selben Werkstoffs und Messung der Oberflächendehnungen in Abhängigkeit von der Bohrtiefe, oder durch eine FE-Simulation ermittelt werden. Sie entsprechen Elastizitätskonstanten, die die vorliegende Spannung zu den Oberflächendehnungen bei den jeweiligen Bohrtiefen in Bezug setzen. Aufgrund der Querkontraktion im Material kommt es bei der Kalibration auch zu Oberflächendehnungen in der lastfreien Richtung. Daher erhält man eine Kalibrierfunktion K_x in Richtung der Last und eine Kalibrierfunktion K_y quer zur Last. Aufgrund unterschiedlicher Geometrien kommerziell erhältlicher Bohrlochrosetten sind die erhaltenen Kalibrierfunktionen nur für jeweils einen Rosetten-Typ gültig. Mit Hilfe der aufgenommenen Kalibrierfunktionen lassen sich sowohl die Beträge, als auch die Richtungen der Haupt-Eigenspannungen in einer Probe eindeutig bestimmen. Unter der Annahme linear elastischen Verhaltens eines isotropen und homogenen Werkstoffs ergibt sich für die drei DMS einer typischen Bohrlochrosette gemäß Schwarz [SCH96]:

$$\sigma_{0^\circ}(\xi) = \frac{E}{K_x^2(\xi) - \mu^2 K_y^2(\xi)} \cdot \left[K_x(\xi) \cdot \frac{d\varepsilon_{0^\circ}(\xi)}{d\xi} + \mu \cdot K_y(\xi) \cdot \frac{d\varepsilon_{90^\circ}(\xi)}{d\xi} \right] \quad (\text{Gleichung 2.13})$$

$$\sigma_{90^\circ}(\xi) = \frac{E}{K_x^2(\xi) - \mu^2 K_y^2(\xi)} \cdot \left[K_x(\xi) \cdot \frac{d\varepsilon_{90^\circ}(\xi)}{d\xi} + \mu \cdot K_y(\xi) \cdot \frac{d\varepsilon_{0^\circ}(\xi)}{d\xi} \right] \quad (\text{Gleichung 2.14})$$

$$\sigma_{45^\circ}(\xi) = \frac{E}{K_x^2(\xi) - \mu^2 K_y^2(\xi)} \cdot \left[K_x(\xi) \cdot \frac{d\varepsilon_{45^\circ}(\xi)}{d\xi} + \mu \cdot K_y(\xi) \cdot \left(\frac{d\varepsilon_{0^\circ}(\xi)}{d\xi} + \frac{d\varepsilon_{90^\circ}(\xi)}{d\xi} - \frac{d\varepsilon_{45^\circ}(\xi)}{d\xi} \right) \right] \quad (\text{Gl. 2.15})$$

Dabei sind E der (isotrope) Elastizitätsmodul, μ die Querkontraktionszahl, K_x und K_y die Kalibrierfunktionen und ζ die normierte Bohrtiefe (z/d_0). Für die Hauptspannungen $\sigma_1(\zeta)$ und $\sigma_2(\zeta)$ ergibt sich unter Verwendung der Beziehungen des Mohrschen Spannungskreises [SCH96]:

$$\sigma_{1,2}(\zeta) = \frac{\sigma_{0^\circ}(\zeta) + \sigma_{90^\circ}(\zeta)}{2} \pm \frac{1}{\sqrt{2}} \cdot \sqrt{(\sigma_{0^\circ}(\zeta) - \sigma_{45^\circ}(\zeta))^2 + (\sigma_{90^\circ}(\zeta) - \sigma_{45^\circ}(\zeta))^2} \quad (\text{Gl. 2.16})$$

Für den Winkel $\varphi(\zeta)$ zwischen der ersten Hauptspannung und dem 90°-DMS gilt [SCH96]:

$$\varphi(\zeta) = \frac{1}{2} \cdot \arctan\left(\frac{2 \cdot \sigma_{45^\circ}(\zeta) - \sigma_{0^\circ}(\zeta) - \sigma_{90^\circ}(\zeta)}{\sigma_{0^\circ}(\zeta) - \sigma_{90^\circ}(\zeta)}\right) \quad (\text{Gleichung 2.17})$$

Zusätzlich zu diesen Formulierungen für isotrope Werkstoffe stellte Schwarz noch Erweiterungen für orthotrope Werkstoffe und für beschichtete metallische Werkstoffe auf [SCH96]. Bei den beschichteten Werkstoffen wurden einfache einphasige Schichtsysteme mit einem unstetigen Übergang zwischen Substrat und Schicht hinsichtlich der Materialeigenschaften angenommen. Somit ist diese Erweiterung für gradientenbehaftete Werkstoffe nur bedingt anwendbar. Die Differentialmethode geht von linear elastischem Relaxationsverhalten aus. Das heißt, lokale plastische Verformungen, die aufgrund der Kerbwirkung im Bereich des Bohrlochs bei hohen Eigenspannungsniveaus im Verhältnis zur jeweiligen Streckgrenze auftreten können, werden nicht berücksichtigt. Somit liefert die Differentialmethode nur verlässliche Werte, sofern das Eigenspannungsniveau unterhalb etwa 50 - 60 % der Streckgrenze liegt. Aufgrund der Tatsache, dass die inkrementellen Oberflächendehnungen kontinuierlich mit der Bohrtiefe abnehmen, ist mit der Differential-

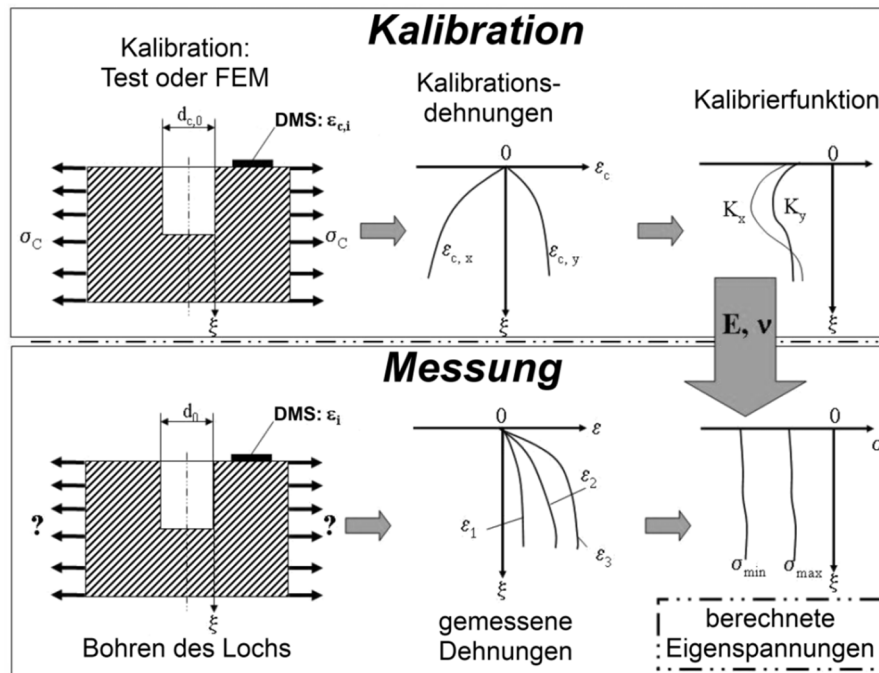


Abb. 2.24: Schematische Darstellung der Vorgehensweise bei der Differentialmethode [SOB07]

methode eine Berechnung der Eigenspannungen nur bis zu einer Bohrtiefe möglich, die kleiner ist als der Durchmesser des Bohrloches. In der Praxis ist eine Auswertung bis in eine Tiefe von etwa 60 - 80 % des Bohrlochdurchmessers realistisch.

Integralmethode

Wie die Differentialmethode liefert auch die Integralmethode Eigenspannungsverläufe in Abhängigkeit von der inkrementellen Bohrtiefe, basierend auf gemessenen Oberflächen-dehnungen. Sie wurde von Schajer mit der Bestrebung entwickelt eine Auswertemethode für das inkrementelle Bohrloch-Verfahren zu erhalten, welche nicht unter den theoretischen Unzulänglichkeiten der bis dahin gebräuchlichen „incremental strain method“ und der „average stress method“ leidet und für die keine bzw. weniger aufwändige experimentelle Kalibrationsmessungen notwendig sind [SCH88, KEL56, NIC86]. Die „incremental strain method“ ist in der Vorgehensweise vergleichbar mit der Differentialmethode und nimmt ebenfalls an, dass die Oberflächenrelaxationen nach jedem Bohrinkrement ausschließlich Folge der Eigenspannungen innerhalb des Volumens des letzten Bohrinkrements sind. Bei der „average stress method“ wird hingegen davon ausgegangen, dass die Oberflächendehnungen nach jedem Bohrinkrement aus den Eigenspannungen im gesamten Volumen aller bisherigen Bohrinkremente resultieren. Dabei wird allerdings angenommen, dass der Eigenspannungsgradient innerhalb des Volumens bis zur jeweiligen Bohrtiefe über eine mittlere homogene Eigenspannung angenähert werden kann, welche dieselbe Oberflächendehnung hervorruft.

Zur Anwendbarkeit der Integralmethode ist, wie bei allen anderen Methoden, ebenfalls eine vorherige Bestimmung von Kalibrationskonstanten notwendig, welche die Oberflächen-dehnungen mit den in verschiedenen Tiefen vorliegenden Eigenspannungen für inkrementelle Bohrtiefen in Verbindung bringen. Anders als bei der Differentialmethode verwendet Schajer nicht den Bohrlochdurchmesser zur Normierung der Bohrtiefe, sondern den Bohrlochrosettendurchmesser d_m (vgl. Abb. 2.23 Mitte). Darüber hinaus werden bei der Integralmethode nicht nur die innerhalb eines Bohrinkrements freigesetzten Eigenspannungen mit den Oberflächendehnungen in Verbindung gebracht, sondern es wird der Beitrag aller bis zu dem jeweiligen Bohrinkrement bereits teilweise relaxierten Eigenspannungen mit berücksichtigt. Nach Schajer lässt sich der Zusammenhang zwischen der Spannung $\sigma(H)$ und der Oberflächendehnung $\varepsilon(h)$ über eine zu integrierende Einfluss-Funktion $\hat{A}(h, H)$ beschreiben [SCH88]:

$$\varepsilon(h) = \frac{1+\nu}{E} \cdot \int_0^h \hat{A}(h, H) \sigma(H) dH \quad (\text{Gleichung 2.18})$$

$$\text{mit} \quad H = \frac{T}{d_m/2} \quad \text{und} \quad h = \frac{z}{d_m/2} \quad (\text{Gleichungen 2.19 und 2.20})$$

Hierbei sind T der Abstand von der Probenoberseite und z die gesamt-Bohrtiefe. Für den Zusammenhang zwischen der Einfluss-Funktion $\hat{A}(h, H)$ und der Oberflächendehnung \bar{a}_{ij} aufgrund einer Spannung in einem Inkrement j für ein Bohrloch mit Tiefe i gilt [SCH88]:

$$\bar{a}_{ij} = \int_{H_{i-1}}^{H_i} \hat{A}(h, H) dH \quad (\text{Gleichung 2.21})$$

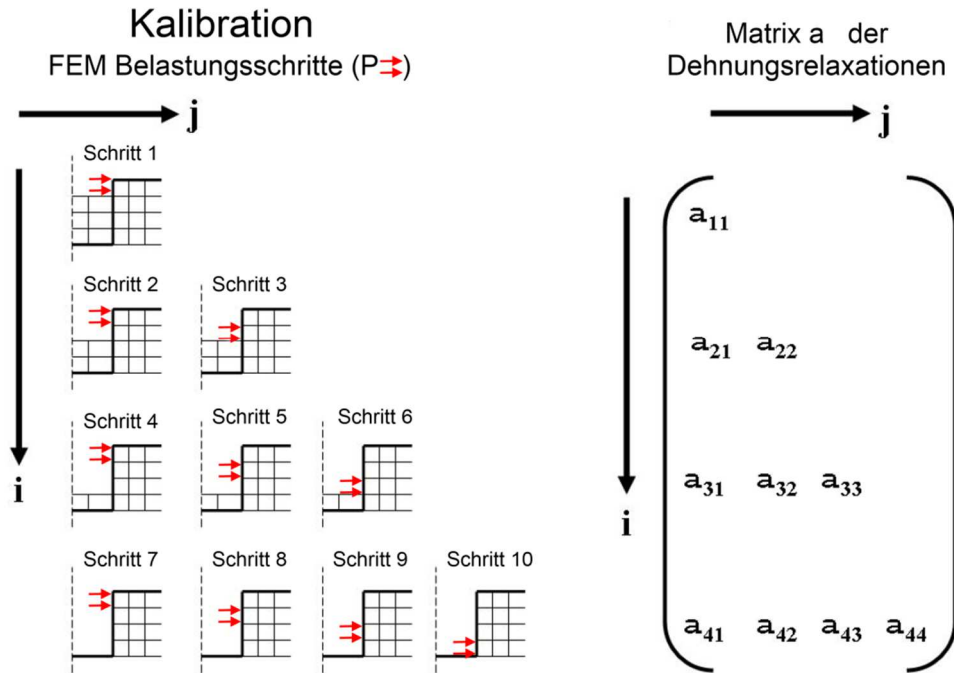


Abb. 2.25: Grundlegendes Prinzip der Kalibration bei der Integralmethode [nach SOB07]

Für die Kalibration ist eine experimentelle Ermittlung der Koeffizienten \bar{a}_{ij} sehr schwierig, da es kaum möglich ist in einem Werkstoff lokal separierte Spannungen in diskreten Tiefen einzubringen. Daher wird bei der Integralmethode auf eine FEM-basierte Kalibration zurückgegriffen. Hierbei werden in einem FE-Modell für jedes Bohrinkrement i die Inkrementspannungen aller bis zu dieser Bohrtiefe durchgeführten Bohrinkremente in separaten Schritten j eingebracht (siehe Abb. 2.25). Das Resultat ist eine Matrix \bar{a}_{ij} der Oberflächendehnungen. Aufgrund der diskontinuierlichen Dehnungsmessungen nach jedem einzelnen Bohrinkrement lässt sich Gleichung 2.18 durch eine Summenfunktion diskretisieren, sodass die Oberflächendehnung ε_i durch die Relaxation einer Spannung σ_j bei Inkrement j für ein Bohrloch mit i Inkrementen über die Matrix \bar{a}_{ij} beschrieben werden kann [SCH88]:

$$\varepsilon_i = \frac{1+\nu}{E} \cdot \sum_{j=1}^{j=i} \bar{a}_{ij} \sigma_j \quad (\text{Gleichung 2.22})$$

Die Bestimmung einer unbekannten Eigenspannungsverteilung lässt sich durch die invertierte Form von Gleichung 2.22 über die gemessenen inkrementellen Oberflächendehnungen ε_i , unter Einsatz der mittels Kalibration bestimmten Matrix \bar{a}_{ij} , erreichen. Über die drei DMS einer Bohrlochrosette lassen sich schließlich die Hauptspannungen sowie deren Richtungen bestimmen. Hierzu werden zunächst die Faktoren P , Q und T eingeführt [SCH88]:

$$P = (\sigma_{0^\circ} + \sigma_{90^\circ})/2 \quad Q = (\sigma_{90^\circ} - \sigma_{0^\circ})/2 \quad T = \tau_{45^\circ} \quad (\text{Gleichungen 2.23 - 2.25})$$

Hierbei sind σ_{0° und σ_{90° die Spannungen, welche anhand der Dehnungen aus den rechtwinklig zueinander stehenden DMS berechnet wurden, während τ_{45° die Scherspannung zwischen diesen beiden DMS darstellt. Für die Hauptspannungen σ_1 und σ_2 sowie für den Winkel φ zwischen dem 90° -DMS und der ersten Hauptspannung gilt schließlich, analog zur Vorgehensweise bei der Differentialmethode [SCH88]:

$$\sigma_{1,2} = P \pm \sqrt{Q^2 + T^2} \quad (\text{Gleichung 2.26})$$

$$\varphi = \frac{1}{2} \cdot \arctan\left(T/Q\right) \quad (\text{Gleichung 2.27})$$

Die Integralmethode ist gemäß ihrer ursprünglichen Definition nur gültig für isotrope Werkstoffe und linear elastisches Verhalten. In einer späteren Arbeit stellte Schajer allerdings noch eine Erweiterung für orthotrope Werkstoffe vor [SCH94]. Die Integralmethode wurde auch im amerikanischen ASTM Standard E837 für Eigenspannungsmessungen mittels Bohrloch-Verfahren als Auswertemethode festgelegt. Diese Norm wird regelmäßig überarbeitet und beinhaltet Kalibrationsmatrizen für diverse Bohrloch-Rosettentypen [AST13]. Sie ist allerdings auch in ihrer aktuellen Ausführung (13a) nur für isotrope Werkstoffe und linear elastisches Materialverhalten gültig und ist somit, ebenso wie die Differentialmethode, nur zuverlässig einsetzbar, wenn die Eigenspannungen unterhalb etwa 60 % der Streckgrenze liegen. Höhere Eigenspannungen führen aufgrund der Spannungsüberhöhungen im Bereich des Bohrlochs zu lokalem plastischen Fließen, sodass die Oberflächendehnungen überproportional ansteigen und die vorhandenen Eigenspannungen letztendlich überschätzt werden. Bestrebungen zur Berücksichtigung der Plastizität bei der Auswertung mittels Integralmethode wurden insbesondere durch Beghini et al. angestellt [BEG95, BEG98]. Mit ihrem Ansatz ist die Auswertung von Eigenspannungen bis etwa 90 % der Streckgrenze möglich, jedoch mit der Beschränkung auf homogene, gradientenfreie Eigenspannungen. Wie die Differentialmethode liefert auch die Integralmethode, aufgrund der mit zunehmender Bohrtiefe kontinuierlich abnehmenden Oberflächendehnungen, nur für Bohrtiefen bis etwa 60 - 80 % des Bohrlochdurchmessers zuverlässige Ergebnisse.

2.5.4. Freischneidemethode

Bei der Freischneidemethode wird durch das Heraustrennen eigenspannungsbehafteter Segmente aus einer Probe eine makroskopische Verformung innerhalb dieser Segmente hervorgerufen [WIT01, SOB07, WIT07]. Aufgrund der makroskopischen Verformung und der Vermeidung lokaler Spannungsüberhöhungen kann bei diesem Verfahren von (annähernd) ausschließlich linear elastischer Verformung ausgegangen werden. Die Verformung selbst kann über zuvor aufgebrachte DMS gemessen werden. Kommt es durch das Heraustrennen zu einer Änderung der Kontur bzw. zu Krümmungen in der Probe, so lässt sich diese makroskopische Verformung auch mit optischen Methoden messen, beispielsweise mit einem Laser-Scanning-Mikroskop. Resultieren die Eigenspannungen aus dünnen Schichten, die auf ein ursprünglich spannungsfreies Substrat aufgebracht wurden, kann anhand der Krümmung eines herausgetrennten Probensegments über die Stoney-Gleichung der Eigenspannungs-

verlauf in der Schicht und im darunterliegenden Substrat berechnet werden [WIT01]. Wird hingegen ein intrinsischer, aus plastischer Verformung herrührender Eigenspannungsgradient erwartet, so lässt sich dieser unter der Annahme eines linearen Verlaufs über die Probendicke anhand der Balkentheorie abschätzen. Für den Spannungsverlauf in einem Balken mit quaderförmigem Querschnitt ergibt sich bei freier Biegung [GRO11]:

$$\sigma(z) = \frac{E}{r} \cdot z \quad (\text{Gleichung 2.28})$$

Hierbei ist z der Abstand von der neutralen Faser, E der Elastizitätsmodul und r der Krümmungsradius des Balkens. Für einen Balken mit Dicke d resultiert somit für die Beträge der Maximalspannungen in den äußeren Fasern (Oberseite und Unterseite des Balkens):

$$\sigma_{max} = \frac{E}{r} \cdot \frac{d}{2} \quad (\text{Gleichung 2.29})$$

Für den gesamten Gradienten, also die Spannungsdifferenz zwischen Ober- und Unterseite des Balkens folgt letztendlich:

$$\sigma_{Grad} = 2 \cdot \sigma_{max} = \frac{E}{r} \cdot d \quad (\text{Gleichung 2.30})$$

Durch sukzessives Abtragen von Materialschichten von einer Seite der durchgebogenen balkenförmigen Probe lässt sich, anhand der Veränderungen in der Durchbiegung, auf Abweichungen zum linearen Eigenspannungsverlauf schließen. Für komplexere Werkstoffe mit anisotropen und gradientenbehafteten elastischen Eigenschaften stößt dieser analytische Ansatz an seine Grenzen, weshalb hier eine FE-unterstützte Bestimmung des Eigenspannungsgradienten vorteilhaft sein kann.

2.5.5. Einsatz von FEM zur Eigenspannungsermittlung

In zunehmendem Maße werden numerische Finite Elemente (FE) Methoden eingesetzt, um zum einen analytische Verfahren zur Eigenspannungsbestimmung zu unterstützen, z.B. bei der Bestimmung von Kalibrationskonstanten, oder um zum anderen durch die Erstellung akkurater FE-Modelle direkt zur Eigenspannungsanalyse genutzt zu werden. Bei der Konturmethode werden beispielsweise FE-Modelle direkt zur Eigenspannungsbestimmung eingesetzt [PRI01]. Mittels Funkenerosion werden bei diesem Verfahren Trennflächen in eigenspannungsbehafteten Bauteilen erzeugt. Aufgrund der Relaxation der Eigenspannungen kommt es nicht nur zum Verzug des abgetrennten Bauteilsegmentes, sondern auch zu Verformungen an der Trennfläche selbst. Durch die Abbildung der verformten Geometrie in einem FE-Modell lassen sich die vorhandenen Eigenspannungen bestimmen, indem an der Schnittfläche Gegenkräfte aufgebracht werden, die das Bauteilsegment wieder in seine ursprüngliche Geometrie zurückführen.

Wie bereits erwähnt, werden FE-Modelle bei der Erstellung von Kalibrationsmatrizen für die Integralmethode eingesetzt [SCH88, BEG98]. Darüber hinaus wurden FE-Simulationen

eingesetzt, um den Einfluss lokaler plastischer Verformung auf die Eigenspannungsermittlung mittels Bohrloch-Verfahren zu untersuchen [BEG94]. Beghini et al. sowie Seifi et al. nutzten FE-Simulationen des inkrementellen Bohrloch-Verfahrens für die Validierung von Korrekturfunktionen für die Integralmethode, welche die Ergebnisse der analytischen Auswertung um den Einfluss der Plastizität korrigieren [BEG10, SEI12].

Werden mittels Bohrloch-Verfahren Eigenspannungen in Werkstoffen untersucht, für die keine Kalibrationen in der Literatur vorliegen, oder weicht die Geometrie des zu untersuchenden Bauteils stark von der Norm ab, z.B. bei dünnen Blechen, Messungen nahe dem Probenrand usw., so kann dies bei analytischen Auswertemethoden zu erheblichen Fehlern führen. In diesen Fällen ist es oft ökonomischer ein FE-Modell zu erstellen, welches die Materialeigenschaften und die Geometrie möglichst präzise abbildet und welches auch direkt zur Eigenspannungsbestimmung genutzt wird. In der vorliegenden Arbeit wurde ein solches Verfahren gewählt, um die erwarteten hohen Eigenspannungen in den stark gradientenbehafteten Spaltprofilen möglichst exakt bestimmen zu können und um den Einfluss von Faktoren wie Anisotropie und lokaler Festigkeit auf die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse zu evaluieren. Dabei wurde für die Auswertung von Eigenspannungen mittels Bohrloch-Verfahren und mittels Freischneidemethode in ähnlicher Art und Weise vorgegangen. Die experimentelle Vorgehensweise sowie der Ansatz zur Bestimmung der Eigenspannungen für diese beiden Verfahren wird in den Kapiteln 3.5.5 und 3.5.6 näher beschrieben.

2.6. Spaltprofilieren und Spaltbiegen

Der grundlegende Ansatz hinsichtlich des Einsatzes des Spaltprofilierens und Spaltbiegens besteht in der integralen Herstellung verzweigter Strukturen zur Steigerung der Steifigkeit und der Tragfähigkeit von Bauteilen. Beispielsweise lässt sich die Beulspannung eines Bleches durch das Einbringen von Verzweigungen um ein Vielfaches steigern, ohne ein größeres Bauteilgewicht in Kauf nehmen zu müssen [GRO07]. Verzweigte Strukturen lassen sich differenziell oder integral herstellen. Bei differenzieller Fertigung werden Verzweigungen durch Schweißen, Nieten und Kleben erzeugt. Die Verbindungspunkte stellen dabei jedoch häufig Schwachstellen dar, die auf Aspekte wie Tragfähigkeit und Bauteil-Lebensdauer negative Auswirkungen haben können. Konventionelle integrale Fertigungsverfahren wie die Zerspanung oder die Massivumformung sind aufgrund hohen Materialeinsatzes oder eingeschränkter Einsetzbarkeit für bestimmte Werkstoffe oftmals unwirtschaftlich. Beispielsweise lässt sich das für die Herstellung verzweigter Aluminium-Profile in großem Umfang eingesetzte Strangpressen aufgrund der zu hohen Prozesskräfte, den hohen Prozesstemperaturen und starkem Werkzeugverschleiß für höherfeste Werkstoffe wie Stähle nicht wirtschaftlich einsetzen. Aus diesen Gründen besteht großes Interesse daran, neue integrale Fertigungsverfahren zu entwickeln, mit denen verzweigte Strukturen aus Stählen kosteneffizient hergestellt werden können. Das Spaltprofilieren und das Spaltbiegen stellen Verfahren dar, mit denen verzweigte Blechstrukturen in größerem Maßstab und potentiell sehr wirtschaftlich integral hergestellt werden können [GRO17-1].

2.6.1. Grundlagen des Spaltprofilierens und Spaltbiegens

Der Prozess des Spaltprofilierens wurde vom Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt entwickelt [GRO07-1]. Er ging aus einem Vorläuferprozess hervor, bei dem rotationssymmetrisch, durch plastische Verformung, Verzweigungen an den Kanten von Blechronden erzeugt wurden [HAU99]. Im Rahmen der Arbeiten an diesem Verfahren wurde erkannt, dass sich die in der Prozesszone eingebrachten hydrostatischen Druckspannungen positiv auf das Formänderungsvermögen und somit auf die erzielbaren Umformgrade auswirken [GRO02]. Das Spaltprofilieren stellt eine Abwandlung dieses Verfahrens dar, bei dem an den Kanten eines Blechs linear und inkrementell durch hochgradige plastische Verformung Verzweigungen ausgeformt werden.

Spaltprofilieren

Das Spaltprofilieren ist ein Massivumformverfahren zur kontinuierlichen Herstellung verzweigter Blechprofile in integraler Fertigungsweise. Die Umformung erfolgt an den Bandkanten eines Blechs durch ein Walzensystem, bestehend aus stumpfwinkligen Spaltwalzen und zylindrischen Hilfswalzen (siehe Abb. 2.26). Die Spaltwalzen greifen mittig in die Bandkanten ein, was einen Materialfluss senkrecht zur Vorschubrichtung, entlang der Oberflächen der Spaltwalzen zur Folge hat. Auf diese inkrementelle Verformung wird im nächsten Umformschritt durch Zustellung der Hilfswalzen quer zur Vorschubrichtung um einen Betrag y_{ink} aufgebaut und die entstehenden Flansche werden weiter ausgeformt. Die Flächen der Flansche, welche in Kontakt mit der Spaltwalze waren, werden als Flanschoberseiten bezeichnet. Die Umformung in diskreten Stufen kann an einem einzigen Walzprofiliergerüst im Reversierbetrieb stattfinden, oder kontinuierlich an mehreren Gerüsten hintereinander, wobei von Gerüst zu Gerüst eine größere Zustellung eingestellt ist. Die Hilfswalzen verhindern dabei ein Ausbeulen oder Abknicken des Blechs. Ihre Breite wird entsprechend der Zustellung der Hilfswalzen angepasst, sodass der Spalt zwischen Hilfswalzen und Spaltwalze bei jedem Spaltprofilierschritt der Gleiche ist. Durch Abfasen der Hilfswalzen mit einem Winkel, der dem Flankenwinkel der Spaltwalzen entspricht, wird ein

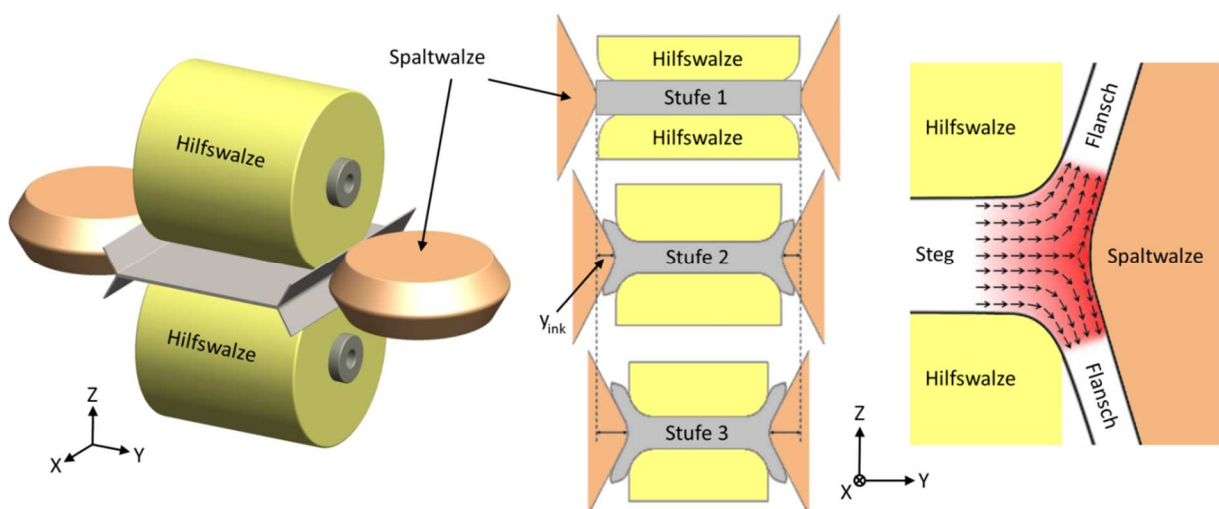


Abb. 2.26: Anordnung des Walzensatzes in einem Spaltprofiliergerüst (links), Verfahrensprinzip des Spaltprofilierens (Mitte) und schematische Darstellung des Materialflusses in der Prozesszone (rechts)

gleichmäßiger Spalt zwischen Hilfswalzen und Spaltwalzen eingestellt. Auf diese Weise kann gewährleistet werden, dass die erzeugten Flansche eine gleichmäßige Dicke und eine glatte Flanschunterseite erhalten. Die Hilfswalzen sind angetrieben und sorgen für den Vortrieb des Blechs. Durch Steigerung der Drehzahl von Stufe zu Stufe wird auf das Blech eine als Bandzugfaktor bezeichnete Zugdehnung aufgebracht, welche ein Ausbeulen zwischen den Spaltprofilierstufen verhindert [JÖC05, GRO07-1, GRO07-2, VUC10].

Hinsichtlich der Geometrien der Walzen und der Halbzeuge (Bleche) bestehen viele Variationsmöglichkeiten. Für die fundamentalen Parameter, welche die Geometrie der Prozesszone bestimmen, führte Jöckel eine Nomenklatur ein (siehe Abb. 2.27). Innerhalb der Prozesszone werden, bedingt durch Geometrie und Anordnung der Hilfs- und Spaltwalzen, hohe hydrostatische Druckspannungen in das Material eingebracht, welche das Formänderungsvermögen des Werkstoffs erhöhen. Anhand von FE-Simulationen wurde die Höhe dieser hydrostatischen Druckspannungen auf etwa 1,5 bis 2 GPa abgeschätzt [MÜL07]. Die dadurch ermöglichten hohen plastischen Dehnungen führen nach wenigen Spaltprofilierschritten zur Entwicklung eines UFG-Gefüges im Bereich der Flanschoberseite [BOH08, MÜL08]. Mit der Entwicklung des UFG-Gefüges stellt sich ein stationärer Zustand ein, sodass sich Gefüge und mechanische Eigenschaften mit weiteren Spaltprofilierschritten in den Flanschen nicht weiter ändern. Dies ermöglicht es theoretisch unbegrenzt große Umformgrade einzustellen, weshalb die erzielbaren Flanschlängen nicht durch das Formänderungsvermögen des Ausgangsmaterials begrenzt sind. Sofern in den ersten Spaltprofilierschritten ein UFG-Gefüge erzeugt werden kann, lassen sich beliebig lange Flansche erzeugen [MÜL08].

Die Verformung innerhalb der Prozesszone ist sowohl hinsichtlich der Umformgrade, als auch des Verformungsmodus sehr heterogen [BRU17]. An der Flanschoberseite fließt das Material entlang der Spaltwalze und es werden sehr große plastische Dehnungen eingebracht. Die Verformung ähnelt hier am ehesten einem klassischen Walzprozess. An der Flanschunterseite kommt es im Bereich des Arbeitsradius der Hilfswalze dagegen zu Scherverformungen mit vergleichsweise kleinen Dehnungen. Die sich dadurch ergebenden charakteristischen Gefüge- und Eigenschaftsgradienten werden in Kapitel 2.6.2 näher beschrieben.

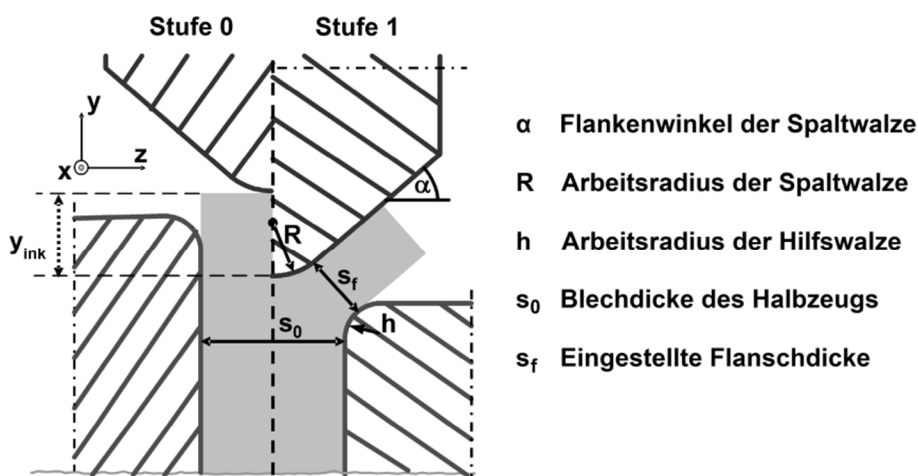


Abb. 2.27: Geometrische Kenngrößen des Spaltprofilierens [nach JÖC05, MÜL08]

Spaltbiegen

Das Spaltbiegen stellt eine Erweiterung des Spaltprofilierens dar und ermöglicht es Verzweigungen an beliebigen Positionen in Blechen zu erzeugen (vgl. Abb. 2.28 links). Das grundlegende Prozessprinzip ist mit dem des Spaltprofilierens vergleichbar, allerdings kommen beim Spaltbiegen keine ebenen Bleche als Halbzeuge zum Einsatz, sondern bereits um 90° vorgebogene Bleche [RIN07, RIN08, GRO09]. Die Ausformung der Verzweigung erfolgt hier im Biegeradius des gebogenen Blechs. Der Prozess der Flanschausformung kann in drei Phasen unterteilt werden (vgl. Abb. 2.28 rechts und Abb. 2.29). In der ersten Phase wird das Blech im Biegeradius auf die Hälfte der anfänglichen Blechdicke ausgedünnt, um im weiteren Verlauf (Phasen 2 und 3) symmetrisches plastisches Fließen beidseitig des Arbeitsradius der Spaltwalze zu gewährleisten. Zu diesem Zweck wird die Spaltwalze inkrementell von Stufe zu Stufe zugestellt, wobei die Breite der Hilfswalzen unverändert bleibt. In der zweiten Phase wird die Spaltwalze bei gleichzeitiger Reduktion der Breite der Hilfswalzen von Stufe zu Stufe weiter zugestellt, bis die Formfüllung der Prozesszone erreicht ist und der Flansch beginnt sich zu bilden. Die dritte Phase entspricht hinsichtlich des Umformmechanismus dem Spaltprofilieren bei Erreichen des stationären Zustandes. Die Umformung kann daher in beliebig vielen inkrementellen Umformschritten fortgeführt werden, bis die gewünschte Spalttiefe bzw. Flanschlänge erreicht ist. Das Resultat ist ein asymmetrisches Profil mit gedünntem Bereich und einem ausgeformten Flansch. Durch Zurückbiegen des umgebogenen Profilabschnitts um 90° ergibt sich ein ebenes Stringerprofil.

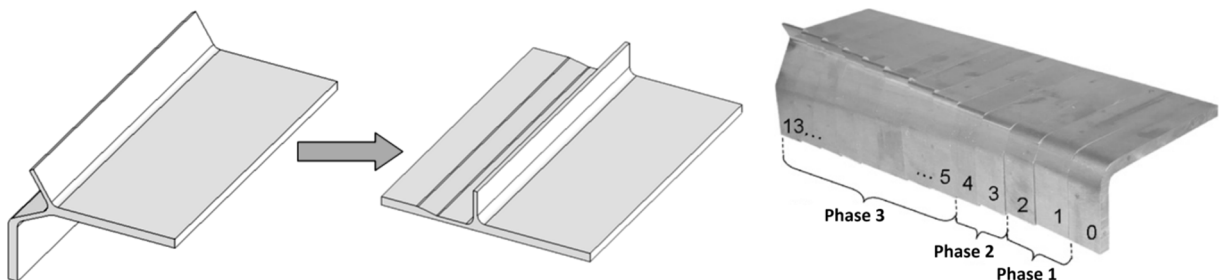


Abb. 2.28: Darstellung eines umgebogenen und zurückgebogenen (ebenen) Spaltbiegeprofils (links, [KAU13]) sowie Entwicklung der Profilgeometrie im Laufe des Spaltbiegeprozesses (rechts, nach [GRO09])

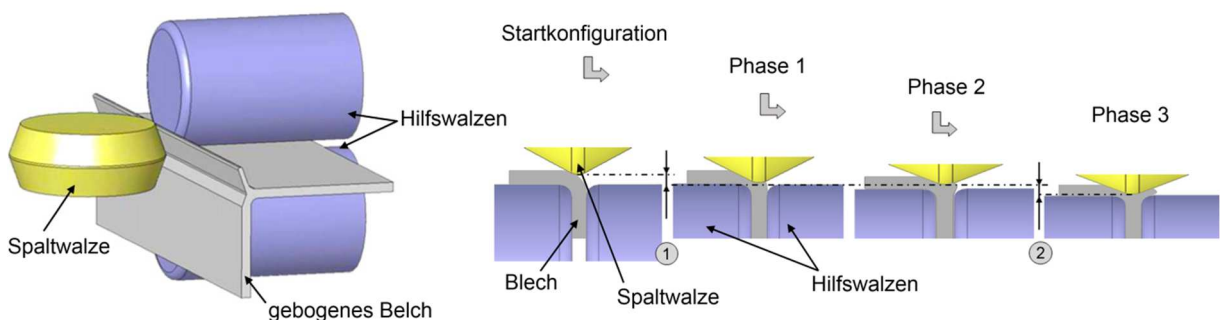


Abb. 2.29: Anordnung der Walzen und des umgebogenen Blechs beim Spaltbiegen (links) und Darstellung der Phasen bis zur Erzeugung eines Flansches im Biegebereich des Blechs (rechts)

2.6.2. Eigenschaften von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen

Spaltprofilieren und Spaltbiegen geht mit der Entwicklung einer Reihe charakteristischer Eigenschaften einher. Neben den geometrischen Eigenschaften der Profile, welche das primäre Ziel des Spaltprofilierens und Spaltbiegens sind, führen die Prozesse vor allem zu modifizierten mechanischen Eigenschaften. Aufgrund der prozessimmanenten Entstehung wird auch von fertigungsinduzierten Eigenschaften gesprochen. Aspekte wie Gefüge, Härte/Festigkeit, thermische Stabilität der Gefüge und der mechanischen Eigenschaften sowie Ermüdungseigenschaften wurden bereits in früheren Arbeiten durch Müller, Bohn, Bruder, Kaune und Bödecker umfassend an ferritischen (ZStE500, ZStE340), ferritisch-perlitischen (DD11) sowie rost- und säurebeständigen (1.4016) Stählen untersucht [BOH10, BRU11, KAU13, BÖD13]. Die wichtigsten Erkenntnisse aus diesen Arbeiten hinsichtlich der fertigungsinduzierten Eigenschaften von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen werden im Folgenden beschrieben.

Geometrische Eigenschaften

Die Geometrien der Spaltprofile und Spaltbiegeprofile stellen das vorrangige Ziel der Fertigungsprozesse dar. Viele der fertigungsinduzierten Eigenschaften sind jedoch mit der Geometrie verknüpft oder sind örtlich auf bestimmte Bereiche der Profile beschränkt. Aus diesem Grund ist eine Beschreibung der Geometrie und der speziellen Nomenklatur hilfreich. Bei Spaltprofilen handelt es sich um transversal symmetrische Profile, d.h. der Querschnitt ist in Längsrichtung konstant. Zwar wurden am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) der TU Darmstadt auch Untersuchungen zur Erweiterung des Spaltprofilierens und Spaltbiegens auf in Längsrichtung veränderlicher Querschnitte durchgeführt [NEU17], diese Aspekte werden in der vorliegenden Arbeit jedoch nicht behandelt. Die am PtU hergestellten Spaltprofile sind überwiegend symmetrische Profile (spiegelsymmetrisch bezüglich der Längsachse). Der nur wenig verformte Bereich in der Mitte eines solchen Doppel-Y-Profils wird als Steg bezeichnet (vgl. Abb. 2.30). Die Breite des Stegs (in dieser Arbeit auch als Profilbreite definiert) entspricht dem Abstand zwischen dem linken

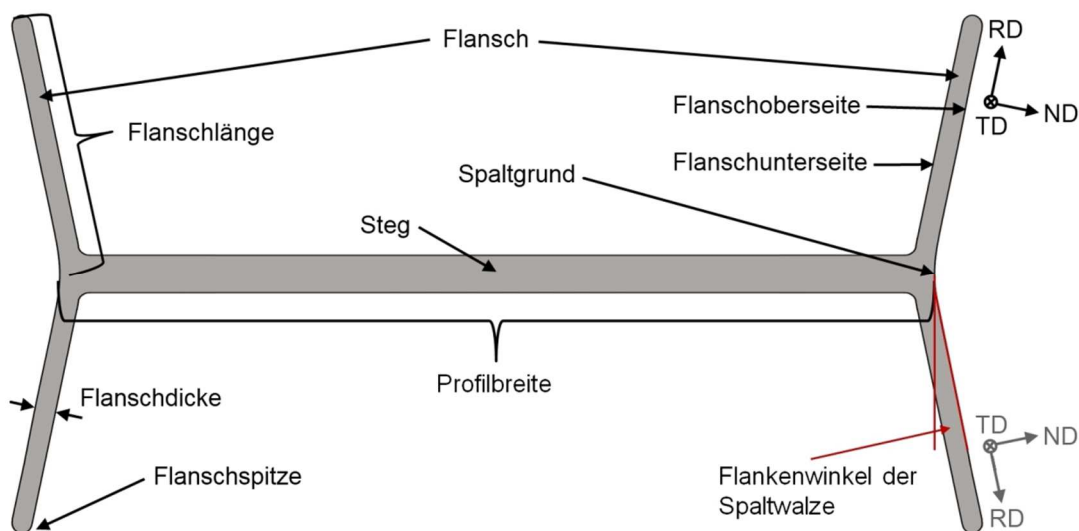


Abb. 2.30: Schematische Darstellung der Querschnittsgeometrie eines Spaltprofils

und dem rechten Spaltgrund, den zentralen Eingriffspunkten der Spaltwalzen. Die Flanschlänge ist als der Abstand zwischen Spaltgrund und Flanschspitze definiert. Die Fläche des Flansches, welche während des Spaltprofilierprozesses in Kontakt mit der Spaltwalze war, wird als Flanschoberseite bezeichnet. Die Fläche, welche in Kontakt mit einer der Hilfswalzen war, wird dementsprechend als Flanschunterseite bezeichnet. Die Dicke aller vier Flansche ist aufgrund der Symmetrie (im Idealfall) gleich und entspricht etwa der Hälfte der Ausgangsblechdicke. Der Winkel zwischen Steg und Flanschen resultiert direkt aus dem Flankenwinkel der Spaltwalzen. Die Nomenklatur für Spaltbiegeprofile weicht nur hinsichtlich des ausgedünnten Bereichs von derjenigen für Spaltprofile ab. Im Bereich der Verzweigung geht hier der Steg nicht in zwei Flansche über, sondern in einen Flansch und den gedünnten Steg.

Gefüge

Im Verlauf des Spaltprofilierprozesses entstehen innerhalb der Flansche charakteristische Gefüge und Gefügegradienten, deren Ausbildung weitestgehend unabhängig vom Gefüge des verwendeten Ausgangsmaterials sind, sofern es sich um ferritische Stähle handelt [BOH10, KAU13, BRU17, AHM17].

Durch die hochgradige Verformung entsteht in den Flanschen, im Bereich der Flanschoberseite, ein ultrafeinkörniges (UFG) Gefüge, welches wegen der hohen Kornstreckungsgrade als Pancake-Gefüge bezeichnet wird. Die mittlere Pancake-Dicke ist hierbei bedingt abhängig vom Ausgangsmaterial. In 50 μm unterhalb der Flanschoberseiten wurden mittlere Pancake-Dicken zwischen 90 nm und 160 nm ermittelt, wobei für kleinere Ausgangskorngrößen tendenziell etwas geringere Pancake-Dicken beobachtet wurden [BOH10, KAU13]. Bedingt durch die heterogene Dehnungsverteilung in der Prozesszone weisen die Flansche in Dickenrichtung einen steilen Gefügegradienten auf. Ausgehend von der Flanschoberseite nehmen die Pancake-Dicken mit zunehmender Tiefe stetig zu, während die Aspektverhältnisse bzw. die Kornstreckungsgrade abnehmen (siehe Abb. 2.31 und Abb. 2.32).

Insgesamt nimmt die mittlere Korngröße, sei es die Kornfläche oder die Pancake-Dicke, mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite kontinuierlich zu. Gegensätzlich verhält es sich folglich mit der Grenzflächendichte, welche mit zunehmender Tiefe kontinuierlich abnimmt. Dies gilt sowohl für Großwinkelkorngrenzen (GWKG), als auch für Kleinwinkelkorngrenzen (KWKG). Allerdings bleibt das Verhältnis zwischen GWKG und KWKG nicht konstant. In Richtung der Flanschoberseite dominieren infolge der hochgradigen plastischen Verformung (vgl. Kapitel 2.1.1) GWKG mit Anteilen von bis zu 85 % [BRU08]. Im eher klassischen kaltverformten Bereich der Flanschunterseite liegen die GWKG-Anteile hingegen meist bei unter 40 %.

Verbunden mit dem Spaltprofilierprozess ist auch die Entwicklung einer ausgeprägten Walztextur in den Flanschen, vorwiegend an der Flanschoberseite [BRU11]. Hier werden vor allem hohe Intensitäten bei der gedrehten Würfellage beobachtet. In Richtung Flanschunterseite liegen dagegen eher Scher-Texturkomponenten vor.

Die Gefügeentwicklung beim Spaltbiegen ist äquivalent zu der beim Spaltprofilieren. Sowohl im Flansch, als auch im gedünnten Bereich werden die gleichen UFG-Gefügegradienten mit den gleichen Korngrenzcharakteristika beobachtet wie in Spaltprofilen [KAU12].

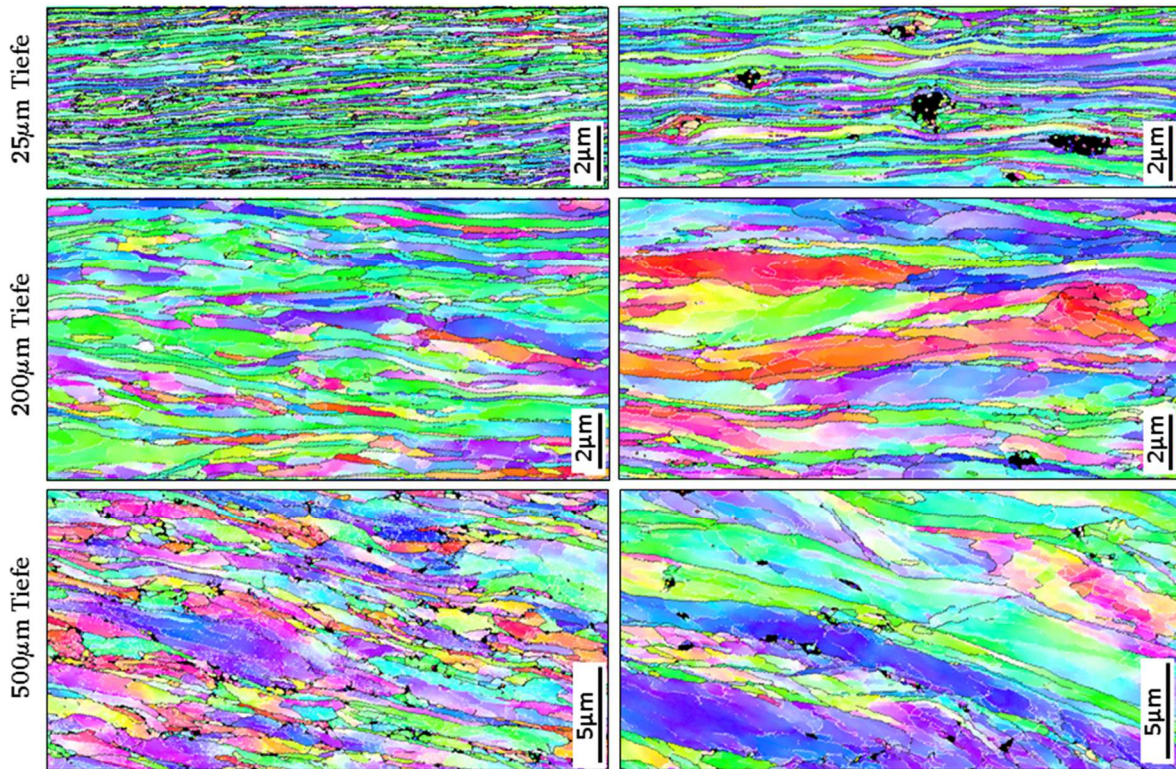


Abb. 2.31: IPF-Darstellungen des Gefüges (Querschliff) in Spaltprofilen aus ZStE500 (links) und 1.4016 (rechts), in unterschiedlichen Tiefen unterhalb der Flanschoberseite [KAU13]. Die Farbkodierung der Orientierungen entspricht der Ausrichtung parallel zur Querschnittsfläche (in TD)

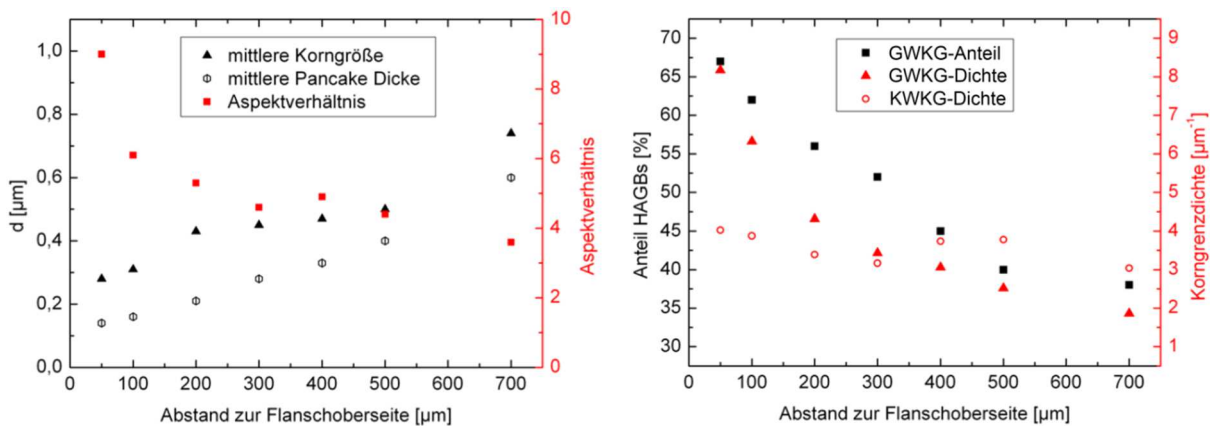


Abb. 2.32: Verläufe der Mittlere Korngrößen, Pancake-Dicken und Aspektverhältnisse senkrecht zur Flanschoberseite (links) sowie GWKG- und KWKG-Dichten in Abhängigkeit zum Abstand zur Flanschoberseite (rechts) bei Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 [BRU11]

Mechanische Eigenschaften

Mit dem Gefüge direkt verknüpft, treten in den Flanschen auch Gradienten in den mechanischen Eigenschaften auf. Die Härte und somit die Streckgrenze ist infolge des Spaltprofilierprozesses an der Flanschoberseite deutlich gesteigert. Die relative Festigkeitssteigerung gegenüber dem Ausgangszustand ist dabei zum Teil vom Werkstoff selbst und dem initialen Verfestigungszustand abhängig. Im Bereich der Flanschoberseite

(in $50\text{ }\mu\text{m}$ Tiefe) werden Festigkeitssteigerungen von 50 - 140 % erreicht [BRU08, BOH10, KAU13]. Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite nimmt diese Festigkeitssteigerung kontinuierlich ab, wobei innerhalb der obersten $150\text{ }\mu\text{m}$ der steilste Abfall zu verzeichnen ist (vgl. Abb. 2.33 links). Die Festigkeit liegt innerhalb des gesamten Flansches allerdings auf einem gegenüber dem Ausgangszustand signifikant gesteigerten Niveau. Parallel zur Flanschoberseite ist die Festigkeit hingegen, sowohl in Profil-Längsrichtung, als auch in der dazu senkrechten Quer-Richtung (Spaltgrund \rightarrow Flanschspitze), weitestgehend konstant, abgesehen von einem schmalen Bereich an der Flanschspitze (siehe Abb. 2.33 rechts). Verbunden mit der Festigkeitssteigerung ist eine Abnahme der Gleichmaßdehnung in den Flanschen. In Zugversuchen an Flanschen wird zumeist bereits bei plastischen Dehnungen von 1 - 2 % ein Einschnüren der Probe beobachtet (siehe Abb. 2.34). Das Materialverhalten ist jedoch weiterhin duktil, sodass signifikante Dehnungen im Einschnürbereich erreicht werden [BOH10, KAU213]. Für diese Zugversuche ist zu beachten, dass die Zugproben über die Probendicke ($0,8\text{ mm}$) den annähernd vollständigen Festigkeitsgradienten der Flansche enthielten. Die lokale Gleichmaßdehnung ist somit auf diese Weise nicht ermittelbar. Es lässt sich hierfür jedoch ebenfalls ein gradueller Verlauf über die Flanschdicke erwarten.

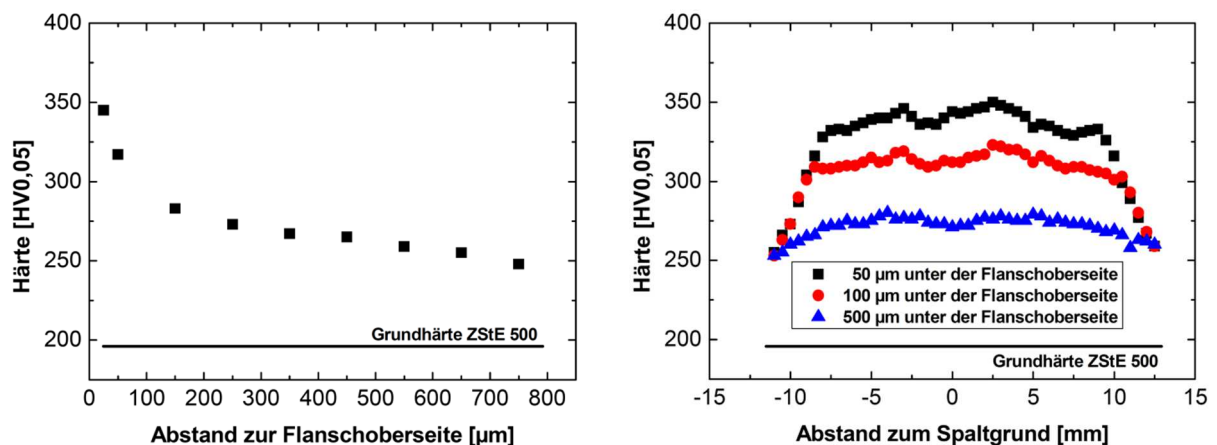


Abb. 2.33: Härteverläufe in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 senkrecht zur Flanschoberseite (links) sowie parallel zur Flanschoberseite in verschiedenen Tiefen unterhalb der Flanschoberseite (rechts) [BOH10]

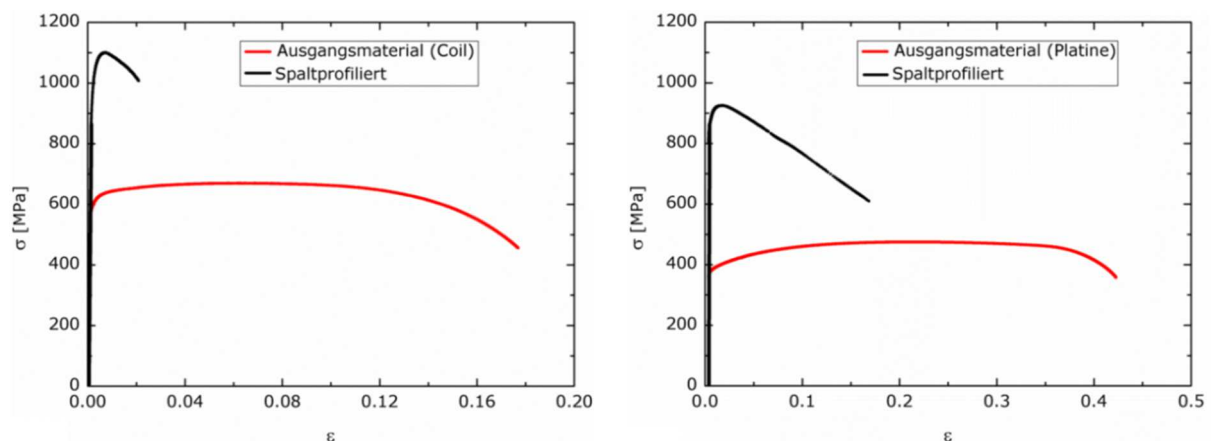


Abb. 2.34: Technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme von Zugproben aus Flanschen von Spaltprofilen und dem Ausgangsmaterial der Werkstoffe ZStE500 (links) und 1.4016 (rechts) [KAU13]

Äquivalent zu den Gefügen sind auch die mechanischen Eigenschaften der Spaltbiegeprofile mit jenen der Spaltprofile vergleichbar. Im gedünnten Bereich wurden gegenüber dem erzeugten Flansch allerdings sowohl leicht höhere Härten, als auch im Zugversuch geringfügig höhere Zugfestigkeiten und Gleichmaßdehnungen ermittelt [KAU13].

Eigenstressen

Die hohen Umformgrade und insbesondere die stark heterogene Verformung innerhalb der Prozesszone lassen ausgeprägte Eigenstressen und steile Eigenstressgradienten in Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen erwarten. Zu den fertigungsinduzierten Eigenstressen liegen bislang allerdings noch keine umfangreichen Untersuchungen vor. Im Rahmen einer Studie zur Schwingfestigkeit von Spaltprofilen aus ZStE500 wurden zwar einige Messungen mittels Bohrloch-Verfahren und Röntgen-Diffraktometrie durchgeführt, diese lieferten jedoch zum Teil widersprüchliche Ergebnisse [LAN09]. Die röntgenographische Eigenstressermittlung ergab allgemein geringe Eigenstressen bzw. teilweise leichte Zugeigenstressen an der Flanschoberseite in Profil-Längsrichtung, während mittels Bohrloch-Verfahren deutliche Zugeigenstressen an der Flanschoberseite ermittelt wurden. In einer späteren Arbeit, welche sich unter anderem mit dem Ermüdungsverhalten von Spaltprofilen befasste, wurden in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 Zugeigenstressen von bis zu 400 MPa an der Flanschoberseite gemessen [BÖD13]. Darüber hinaus konnte hier gezeigt werden, dass durch längere Wärmebehandlungen bei 500 °C die Eigenstressen nahezu komplett abgebaut werden können.

Ermüdungseigenschaften

Die deutlich gesteigerte Festigkeit in den Flanschen wirkt sich positiv auf die Ermüdungseigenschaften aus. Sowohl die Schwingfestigkeit, als auch die Beständigkeit gegenüber Wälzverschleiß sind infolge des Spaltprofilierprozesses im Bereich der Flansche gegenüber dem Ausgangsmaterial gesteigert. Hinsichtlich der Schwingfestigkeit wurde an Flanschen von Spaltprofilen aus Feinkornbaustählen (ZStE340, ZStE500) eine Steigerung der Langzeit-Ermüdungsfestigkeit ($> 10^6$ Zyklen) von 25 - 30 % festgestellt [LAN09, BRU11, AHM17]. Die Steigerung in der Ermüdungsfestigkeit wurde dabei für ungekerbte und gekerbte Proben in gleichem Maße beobachtet. Die ertragbaren Belastungen bei Wälzbeanspruchung sind an der Flanschoberseite gegenüber dem Ausgangsblech um etwa 20 % gesteigert bzw. wird bei gleicher Belastung etwa die doppelte Lebensdauer erreicht [AHM17]. Darüber hinaus konnte gezeigt werden, dass sich diese Verbesserungen in den Ermüdungseigenschaften durch Plasmanitrieren weiter steigern lassen [BÖD13]. Gegenüber dem unbehandelten Flansch-Material (ZStE500) wurde durch Plasmanitrieren (500 °C, 10 h) eine Steigerung der Langzeit-Ermüdungsfestigkeit um weitere 40 % erreicht. Für die Beständigkeit gegenüber Wälzverschleiß wirkt sich vor allem die sehr harte Nitrierschicht positiv aus. Es konnte außerdem gezeigt werden, dass die fein verteilten Nitride eine stabilisierende Wirkung auf das Gefüge haben und somit unerwünschte Korn-vergrößerung begrenzen können.

2.6.3. Umformbarkeit von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen

Die geringe Gleichmaßdehnung der Flansche stellt hinsichtlich nachträglicher Umformoperationen an Spaltprofilen eine merkliche Herausforderung dar. Nachträgliche Umformungen von Spaltprofilen würden konsequenterweise über Walzprofilieren ausgeführt. Die dabei stattfindende Verformung kann in guter Näherung als einfache Biegeoperation beschrieben werden. Zwar stellt eine geringe Gleichmaßdehnung unter Biegung ein weniger großes Problem dar, als es beispielsweise beim Tiefziehen der Fall wäre, jedoch neigt das UFG-Gefüge in den Flanschen unter Biegebelastung zur Ausbildung von Scherbändern [KAU13]. Wird das Material im Bereich der Flanschoberseite dabei unter Zug belastet (Zugspannungsanteil der Biegebelastung), so führt dies schnell zur Ausbildung von Rissen. Die Risspfade weisen dabei stark gezackte Verläufe auf, geprägt durch eine Vielzahl an Sekundärrissen entlang der Korngrenzen des Pancake-Gefüges.

Scherbandbildung

Wie bereits in Kapitel 2.2.2 beschrieben, ist die Dehnungslokalisation durch Scherbänder ein bei UFG-Werkstoffen aus SPD-Prozessen häufig auftretendes Phänomen. Untersuchungen zum Umformverhalten von Spaltprofilen aus ZStE500 mittels 3-Punkt-Biege-Versuchen haben gezeigt, dass das Material an der Flanschoberseite unter Drucklasten auch bei vergleichsweise geringen Dehnraten ($\dot{\epsilon} < 1 \text{ s}^{-1}$) zur Ausbildung von Scherbändern neigt, während das Material an der Flanschunterseite homogen verformt [KAU13]. Vergleichende 3-Punkt-Biege-Versuche an HPT-Proben aus ZStE500 mit äquivalenten effektiven Korngrößen, jedoch annähernd gleichachsigen Körnern, haben gezeigt, dass die hohen Kornstreckungsgrade in den Flanschen keinen merklichen Einfluss auf die Bildung von Scherbändern haben (siehe Abb. 2.35).

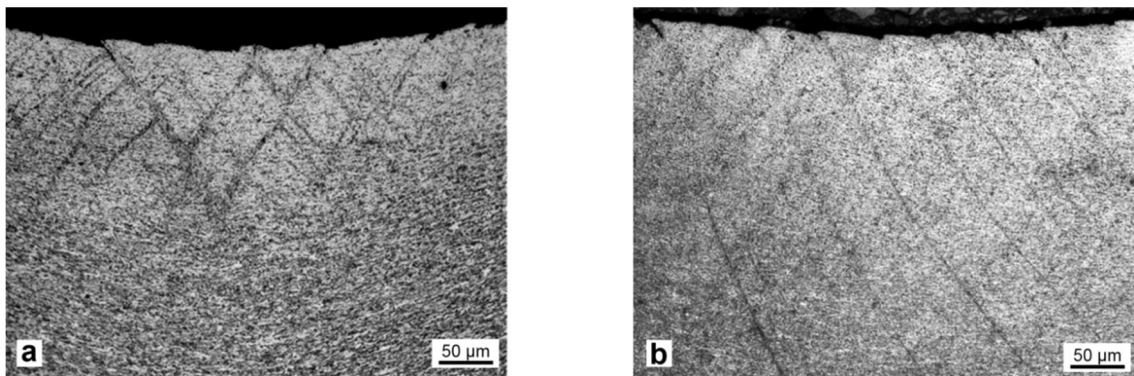


Abb. 2.35: REM-Aufnahmen von Scherbändern in 3-Punkt-Biegeproben (druckbelasteter Bereich) aus dem niedriglegierten Feinkornbaustahl ZStE500 (a: Spaltprofil/Flansch, b: HPT-Probe; [KAU13])

Gefügemodifikation zur Steigerung der Umformbarkeit

Zur Verbesserung des Umformvermögens der Flansche ist eine Modifikation des Gefüges an der Flanschoberseite notwendig. Dies kann über Wärmebehandlungen erreicht werden. Aufgrund der Tatsache, dass die Festigkeitssteigerung hier aus einem Anteil der Kaltverfestigung und einem Anteil der Kornfeinung besteht, sind verschiedene Ansätze denkbar. Zugversuche an Flansch-Material (ZStE500 und DD11) welches Erholungs-Wärme-

behandlungen bei 450 - 500 °C unterzogen wurde, haben gezeigt, dass ein Abbau des Kaltverfestigungsanteils alleine nicht ausreicht um eine Steigerung der Gleichmaßdehnung zu erreichen [BRU11]. Daher ist die Einstellung einer geeigneten Korngröße notwendig. Ein nahezu sprunghafter Übergang zu größeren Gleichmaßdehnungen wird bei ferritischen Stählen bei Korngrößen von etwa 1 μm beobachtet (vgl. Abb. 2.36 links). Ofen-Wärmebehandlungen an Spaltprofilen aus ZStE500 und DD11 bei 550 - 600 °C (1 h) haben allerdings gezeigt, dass hier an der Flanschoberseite exzessives abnormales Kornwachstum einsetzt [BRU11]. Die Flansche besitzen in diesem Zustand zwar ein gutes Umformvermögen, allerdings ist die Festigkeit über die gesamte Flanschdicke unter das Niveau der Bleche im Anlieferungszustand gesunken [BRU11]. Konventionelle Ofen-Wärmebehandlungen mit vergleichsweise langen Aufwärm- und Abkühl dauern sind daher eher ungeeignet. Darüber hinaus sind Ofen-Wärmebehandlungen eher schlecht in einen In-Line-Fertigungsprozess integrierbar. Zielführender sind lokale Kurzzeit-Wärmebehandlungen, welche auch den Festigkeitsgradienten innerhalb der Flansche Rechnung tragen und den, mit starkem Kornwachstum verbundenen, Festigkeitsverlust möglichst begrenzen. Mit Laser-Wärmebehandlungen lässt sich dies erreichen. Zur Steigerung des Umformvermögens von hochfesten martensitischen Stählen und Komplexphasenstählen wurden Laser-Wärmebehandlungen bereits sehr erfolgreich eingesetzt [NEU09, BER13]. Für UFG-Gefüge der Aluminium-Legierung 6016 (hergestellt über ARB), konnte ebenfalls gezeigt werden, dass lokale Laser-Wärmebehandlungen ein probates Mittel zur Steigerung des Umformvermögens sind [HAU12, MAI12]. Vorversuche zu Laser-Wärmebehandlungen an Flanschen von Spaltprofilen haben gezeigt, dass sich im Bereich der Wärmeeinflusszone feinkörnig globulare Gefüge einstellen lassen (siehe Abb. 2.36 rechts). Für die Laser-Wärmebehandlungen sind allgemein zwei unterschiedliche Ansätze denkbar. Zum einen sind Kurzzeit-Wärmebehandlungen bei klassischen Rekristallisationstemperaturen für Stähle (600 - 700 °C) möglich. Allerdings besitzt das UFG-Gefüge der Spaltprofile große Stabilität gegenüber primärer Rekristallisation [BRU11]. Zum anderen sind Wärmebehandlungen oberhalb der Austenitisierungstemperatur, zur Neubildung des Gefüges durch den Phasenübergang, denkbar. Durch die hohen Aufheiz- und Abkühlraten und die sehr geringen Haltedauern lässt sich dabei möglicherweise die Auflösung von Zementit-Ausscheidungen verhindern und das Kornwachstum soweit begrenzen, dass ein feinkörnig globulares Gefüge eingestellt werden kann.

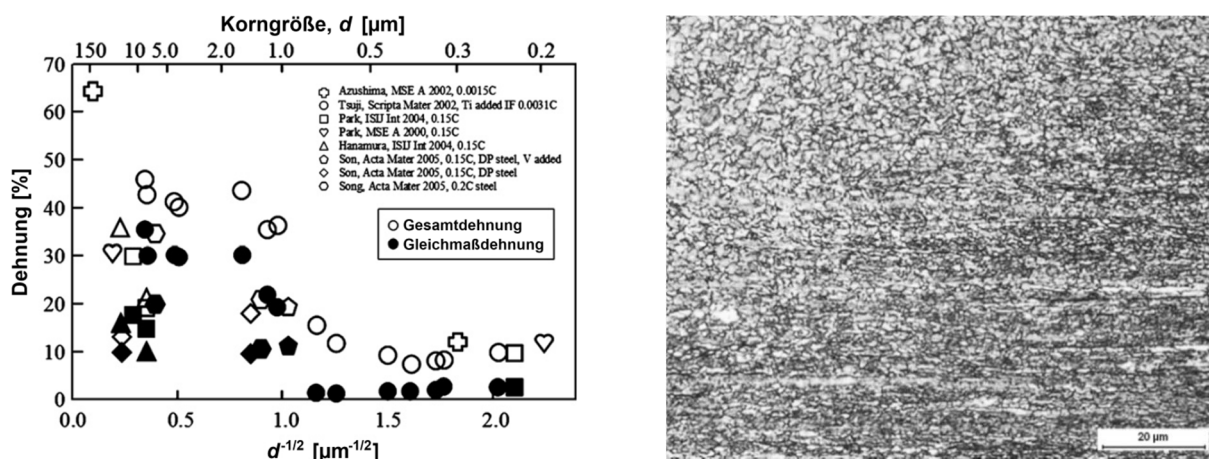


Abb. 2.36: Korrelation zwischen Korngröße und Duktilität ferritischer Stähle (links, [SON06]) und Gefüge-gradient in der Wärmeeinflusszone eines Laser-wärmebehandelten Flansches (rechts)

2.7. Zielstellung der Arbeit

Die Prozesse des Spaltprofilierens und Spaltbiegens führen zu einer Reihe fertigungs-induzierter Eigenschaften. Zur Ausschöpfung des vollen Potentials dieser innovativen Prozesse ist eine möglichst umfängliche Kenntnis der prozessinduzierten Eigenschaften von großer Bedeutung. Einige dieser charakteristischen Eigenschaften wurden bereits in früheren Arbeiten umfassend charakterisiert, allen voran die Gefüge- und Festigkeitsverteilungen in Spaltprofilen. In der vorliegenden Arbeit wird das Spektrum dieser Eigenschaften um Aspekte wie die elastische und plastische Anisotropie, das Umformvermögen sowie prozessinduzierte Eigenspannungen erweitert.

Bei der Untersuchung der elastischen Anisotropie in Flanschen von Spaltprofilen steht die Klärung des Zusammenhangs zwischen kristallographischer Textur und der Richtungsabhängigkeit des E-Moduls im Vordergrund. Es werden analytische Methoden zur Berechnung des richtungsabhängigen E-Moduls aus den Orientierungsdaten von EBSD-Messungen angewandt und die Ergebnisse für unterschiedliche Stähle verglichen, um eine Aussage über allgemeingültige Regeln zur Ausprägung und potentieller Gradienten der elastischen Anisotropie machen zu können. Darüber hinaus soll der Einfluss des Pancake-Gefüges mit seinen hohen Kornstreckungsgraden auf die elastische Anisotropie geklärt werden. Für die Untersuchung der plastischen Anisotropie werden vergleichbare analytische Ansätze angewandt wie für die elastische Anisotropie. Ziel ist hierbei nicht die detaillierte Beschreibung dreidimensionaler Fließflächen, wofür umfangreiche Versuchsmatrizen mit Belastung des Flansch-Materials unter verschiedenen Belastungsmodi erforderlich wären. Vielmehr soll untersucht werden, inwieweit mit vergleichsweise geringem experimentellem Aufwand, durch Einsatz von Gefügeuntersuchungen mittels EBSD und Härtemessungen, eine Aussage über die plastische Anisotropie bzw. die Richtungsabhängigkeit der Streckgrenze gemacht werden kann.

Der für den Einsatz von Spaltprofilen wichtige Aspekt der nachträglichen Umformbarkeit der hergestellten Flansche wird in der vorliegenden Arbeit mit Fokus auf die Bildung von Scherbändern untersucht. Ziel ist es, Wärmebehandlungsstrategien zu erarbeiten, die eine technologisch signifikante Steigerung des Umformvermögens ermöglichen, möglichst ohne die fertigungsinduzierten Festigkeitssteigerungen zu beeinträchtigen. Dabei soll der in den Flanschen vorhandene Gefügegradient berücksichtigt werden. Für die Bewertung der Wärmebehandlungsstrategien werden auch die, den Gefügeänderungen zugrundeliegenden, Mechanismen untersucht. Dies eröffnet die Möglichkeit die gewonnen Erkenntnisse auf andere Werkstoffe zu übertragen.

Obgleich es sich bei den fertigungsinduzierten Eigenspannungen nicht direkt um Werkstoffeigenschaften handelt, beeinflussen sie die Bauteileigenschaften doch erheblich und ist ihr Auftreten für die Nutzung von Spaltprofilen als Strukturbauteile von nicht zu unterschätzender Bedeutung. Ein weiteres Ziel der vorliegenden Arbeit ist daher die detaillierte Erfassung von Eigenspannungen sowie die Ableitung potentiell allgemeingültiger Regeln für deren Entwicklung im Zuge des Fertigungsprozesses sowie der Höhe und Verteilung der Eigenspannungen in Spaltprofilen. Zu diesem Zweck werden die Eigenspannungen in Spaltprofilen aus unterschiedlichen Stählen und mit verschiedenen Geometrien erfasst. Im Rahmen dieser Untersuchungen soll eine FE-basierte, für Spaltprofile angepasste Analysemethodik zur Bestimmung der Eigenspannungen entwickelt werden,

welche andere fertigungsinduzierte mechanischen Eigenschaften wie die elastische Anisotropie und den Festigkeitsgradienten (über lokale Fließkurven) mit einbezieht. Dies ermöglicht es zusätzlich den Einfluss der fertigungsinduzierten Eigenschaften auf die Ergebnisse der Eigenspannungsanalyse, bei Verwendung konventioneller Analysemethoden, wie der Integralmethode, bewerten zu können.

3. Experimentelle Durchführung

3.1. Werkstoffe

Im Rahmen der Arbeit wurden sowohl Stähle der Güten ZStE500 und ZStE340, als auch der δ -ferritische, korrosionsbeständige Stahl 1.4016 verwendet. Das vom Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) der TU Darmstadt zur Verfügung gestellte Material lag als Coil- bzw. Platten-Blech mit einer Blechdicke von jeweils 2 mm vor.

ZStE500 (HC480LA)

Der Stahl ZStE500 oder nach der neueren Norm EN 10268 als HC480LA bezeichnet, ist ein niedriglegierter, hochfester Feinkornstahl. Es handelt sich um einen kaltgewalzten Stahl mit einer Mindeststreckgrenze in beliebiger Richtung in der Blechebene von 500 MPa (ZStE500) bzw. zwischen 460 MPa und 580 MPa (HC480LA). Die nominelle chemische Zusammensetzung des HC480LA nach EN 10268 ist in Tabelle 3.1 aufgeführt. Im Rahmen vorheriger Untersuchungen wurde die Zusammensetzung des, auch in dieser Arbeit verwendeten, Materials mittels Funkenspektrometrie bestimmt (siehe Tabelle 3.1). Die Ausgangsbreite dieses Bandes betrug 165 mm (breites Blech). Darüber hinaus wurde eine weitere Charge ZStE500 mit einer Ausgangsbreite von 100 mm (schmales Blech) verwendet, deren chemische Zusammensetzung nicht genauer bestimmt wurde, welche allerdings eine geringfügig niedrigere, jedoch im Normbereich befindliche Festigkeit aufwies.

Tabelle 3.1: Chemische Zusammensetzung des Stahls ZStE500 (in Gew.%) [BRU11]:

	C	Mn	Nb	Al	Si	P	S	Fe
Gemessen	0,070	0,688	0,039	0,033	0,029	0,012	0,003	Rest
Norm	max. 0,14	max. 1,8	max. 0,09	min. 0,015	max. 0,6	max. 0,03	max. 0,025	Rest

ZStE340 (HC320LA)

Der Stahl ZStE340 oder nach Norm EN 10268 HC320LA ist ebenfalls ein niedriglegierter, hochfester Feinkornstahl. Er besitzt gemäß Norm eine Mindeststreckgrenze von 340 MPa (ZStE340) bzw. zwischen 300 MPa und 380 MPa (HC320LA). Die chemische Zusammensetzung des im Rahmen dieser Arbeit verwendeten Materials wurde von der Materialprüfanstalt (MPA) Darmstadt mittels Funkenspektrometrie näher bestimmt (siehe Tabelle 3.2).

Tabelle 3.2: Chemische Zusammensetzung des Stahls ZStE340 (in Gew.%)

C	Mn	Nb	Al	Si	P	S	Fe
0,064	1,260	0,034	0,038	<0,010	0,012	<0,010	Rest

1.4016 (X6Cr17)

Der hochlegierte rost- und säurebeständige Stahl 1.4016 (X6Cr17) mit einem nominellen Chromanteil von etwa 17 Gew.% besitzt nach Norm eine Streckgrenze von 240 - 300 MPa und eine Zugfestigkeit von 430 - 630 MPa und ist gut für Kaltumformprozesse geeignet. Die chemische Zusammensetzung dieses Stahls laut DIN EN 10088-3 (siehe Tabelle 3.3) wurde nicht überprüft.

Tabelle 3.3: Chemische Zusammensetzung des Stahls 1.4016 (in Gew.% nach DIN EN 10088-3):

C	Mn	Cr	Si	P	S	Fe
max. 0,08	max. 1,0	16,0 – 18,0	max. 1,0	max. 0,04	max. 0,015	Rest

3.2. Spaltprofilieren

Das Spaltprofilieren wurde an einer Versuchsanlage des Instituts Produktionstechnik und Umformmaschinen (PtU) durchgeführt. Die Spaltwalzen besaßen einen Flankenwinkel von 10° und einen Radius von 4 mm. Die Hilfswalzen besaßen einen Arbeitsradius von 2 mm und darüber hinaus eine Abfasung, welche bei jeder Stufe für (vollständigen) Kontakt der Hilfswalze mit der Flanschunterseite und somit für eine glatte Flanschunterseite und eine einheitliche Flanschdicke sorgte. In kontinuierlichem Betrieb wurden mit jeweils etwa 2 mm inkrementeller Spalttiefe über mehrere Walzgerüste Flansche mit ca. 10 mm Länge erzeugt. Die genaue Anzahl an Profilierstufen, sowie die erreichten Profilgeometrien sind in Tabelle 3.4 aufgeführt. Aufgrund der Vielzahl an unterschiedlichen Versuchen, welche an der Versuchsanlage durchgeführt wurden, konnten nicht alle Spaltprofilierparameter für die verschiedenen Werkstoffe konstant gehalten werden. Insbesondere die systematische Untersuchung der Entwicklung von Eigenspannungen während des Spaltprofilierens wurde dadurch erschwert. Daher wurde bei einer weiteren ZStE500-Charge (schmales Ausgangsblech) systematisch nach 2, 4 und 6 Spaltprofilierstufen mit Bandzugfaktoren von 1,2 % und 3,2 %, jedoch ansonsten konstant gehaltener Profilierparameter, Probenmaterial entnommen.

Tabelle 3.4: Dimensionen der untersuchten Spaltprofile

	Zugfaktor	Anzahl Stufen	Profilbreite [mm]	Flanschlänge [mm]	Flanschdicke [mm]	Querschnittsfläche Flansch [mm ²]
ZStE340	-	10	51,5	10	0,90	9,00
1.4016	-	10	52,5	9	0,95	8,55
ZStE500 breit	-	10	132,0	13	1,25	16,25
ZStE500 schmal	1,2%	6	85,8	9,6	0,8	7,68
	3,2%	6	85,7	8,8	0,8	7,08

3.3. Wärmebehandlungen

Wärmebehandlungen wurden ausschließlich an Spaltprofilen aus ZStE340 durchgeführt. Zur Untersuchung von Heizratenabhängigkeiten hinsichtlich der sich einstellenden Gefüge und mechanischen Eigenschaften wurden Ofen-, Salzbad- und Laser-Wärmebehandlungen durchgeführt.

Ofen-Wärmebehandlungen

Kurzzeit-Wärmebehandlungen zwischen 2 und 3 Minuten bei 700 °C wurden in einem Kammerofen ohne Verwendung von Schutzgas durchgeführt. Zum Schutz der Oberflächen vor Zunderbildung und Randentkohlung wurden die Proben mit Härtefolie geschützt. Die Temperaturkontrolle erfolgte mit einem Pt/Ru-Pt-Thermoelement in Kontakt mit der Probe. Die Wärmebehandlungen erfolgten für jede Probe einzeln in dem auf 700 °C vorgeheizten Ofen. Nach den Wärmebehandlungen wurden die Proben unverzüglich in Wasser abgeschreckt. Langzeit-Wärmebehandlungen von 10 h bei 350 °C wurden unter Schutzgasatmosphäre (Argon) in einem Dreizonen-Rohrofen durchgeführt. Die Temperaturkontrolle erfolgte hier ebenfalls durch ein Pt/Ru-Pt-Thermoelement. Die Abkühlung der Proben erfolgte in diesem Fall bei Raumtemperatur an ruhender Luft.

Salzbad-Wärmebehandlungen

Die Kurzzeit-Wärmebehandlungen zwischen 5 und 10 Sekunden wurden unter Verwendung von Hochtemperatur-Salz (Durferrit GS430) bei einer Temperatur von 700 °C durchgeführt. Die Proben wurden während der Wärmebehandlungen im Salzbad kreisend bewegt, um den Wärmeübergang zwischen Salz und Proben konstant zu halten. Die Proben wurden im Anschluss in Wasser abgeschreckt und gründlich von Salzresten befreit um spätere Korrosion zu vermeiden.

Laser-Wärmebehandlungen

Die lokalen Laser-Wärmebehandlungen wurden unter Verwendung eines Yb:YAG-Laser vom Typ YLS-3000-S2T (IPG) als Laserquelle und einer Schweißoptik vom Typ AP44 (MW044) (Reis Lasertec) durchgeführt. Die Laserleistung wurde auf 2000 W eingestellt und der Abstand der Schweißoptik wurde auf 140 mm außer Fokus eingestellt, was einen Strahldurchmesser von ca. 2 mm erzeugte. Der einzige Parameter, welcher für unterschiedliche Wärmebehandlungen verändert wurde, war die Geschwindigkeit des Lasersstrahls. Diese wurde auf 75 mm/s, 70 mm/s und 65 mm/s eingestellt. Die Länge der wärmebehandelten Profilabschnitte betrug 55 mm. Die Wärmebehandlungen wurden jeweils in einem Abstand von 4 mm vom Spaltgrund, parallel zur Profil-Längsrichtung (TD), an der Flanschoberseite durchgeführt. Die Charakterisierung des Gefüges und der mechanischen Eigenschaften wurde auf den mittleren Bereich des Profilabschnitts beschränkt, in dem eine konstante Temperatur in Längsrichtung vorherrschte.

3.4. Gefügecharakterisierung

3.4.1. Probenpräparation

Die Präparation metallographischer Schliffe zur Gefügeanalyse erfolgte durch Heraustrennen aus den Profilen bzw. Blechabschnitten mit Hilfe einer Nasstrennschleifmaschine. Die Probenabschnitte wurden in einer Predopress (Struers) bei 180 °C in Kunstharz warm eingebettet. Für Untersuchungen im Rasterelektronenmikroskop wurde Kunstharz mit Graphitzusatz verwendet. Die eingebetteten Proben wurden zunächst mit SiC-Papier abnehmender Körnungen nass geschliffen und daraufhin mit Diamantsuspensionen der Körnungen 3 µm und 1 µm auf Tüchern der Härte Dur und Nap (Struers) poliert. Die Endpolituren für EBSD-Messungen und Aufnahmen mittels Rasterelektronenmikroskop erfolgte mit Hilfe einer Aluminiumoxid-Suspension (Masterprep, Buehler) mit einer Partikelgröße von 0,05 µm und einem PH-Wert von 9. Zwischen den einzelnen Polierschritten wurden die Proben gründlich gereinigt, zunächst unter fließendem Wasser, unter Zugabe von Reinigungsmittel (Spülmittel), und anschließend mit Ethanol im Ultraschallbad. Für lichtmikroskopische Aufnahmen wurden die niedriglegierten Stähle mit 3 %-igem Nital und der chromlegierte rost- und säurebeständige Stahl mit V2A-Beize geätzt.

3.4.2. Mikroskopie

Lichtmikroskopische Aufnahmen wurden an einem Auflichtmikroskop des Typs Zeiss Axiophot mit angeschlossener Digitalkamera aufgenommen. Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen und EBSD-Messungen wurden an einem hochauflösenden Tescan Mira 3 Mikroskop mit Feldemissionskathode und angeschlossenem EDAX TSL EBSD-System durchgeführt. Abhängig von den jeweiligen Korngrößen untersuchter Proben wurden Beschleunigungsspannungen von 15 oder 20 kV verwendet.

Für EBSD-Messungen wurden die Proben um 70° gegenüber dem einfallenden Strahl verkippt. Datenerfassung und Auswertung erfolgten mit Hilfe der Software TSL OIM Data Collection 7 und TSL OIM Analysis 7. Die Indizierung der Kikuchi-Pattern erfolgte auf Grundlage der Strukturdaten von α -Eisen bzw. im Falle des Stahls 1.4016 auf Grundlage der Strukturdaten von δ -Eisen. Auf die Indizierung vorhandener Sekundärphasen wie Fe_3C wurde aufgrund der geringen Volumenanteile von unter 2 vol.-% verzichtet. Bei EBSD-Messungen kommt es ohnehin aufgrund der Größe der Anregungsbirne häufig zu Überlagerungen mit Kikuchi-Pattern aus benachbarten Ferrit-Bereichen, welche aufgrund der höheren Symmetrie eine größere Intensität aufweisen. Diese Effekte würden die gemessenen Phasenanteile der Sekundärphasen erheblich verfälschen. Aufgrund der generell sehr geringen Volumenanteile der Sekundärphasen kann der Fehler durch deren Vernachlässigung ebenfalls als sehr gering angesehen werden.

Alle EBSD-Messungen wurden einer clean-up Prozedur unterzogen, um die Indizierung, insbesondere im Bereich von Korngrenzen, zu verbessern. Als Maß für die Zuverlässigkeit einer Indizierung dient dabei der Confidence Index, welcher Werte zwischen 0 und 1 annehmen kann. Im ersten Schritt der clean-up Prozedur wurde der Confidence Index aller Messpunkte eines identifizierten Korns auf den Maximalwert innerhalb des entsprechenden Korns angehoben. Im Anschluss erfolgte ein clean-up, bei dem Punkte mit sehr geringem Confidence Index ($< 0,1$) der mittleren Orientierung dreier benachbarter Punkte angepasst

wurden, sofern diese einem Korn angehören und einen hohen Confidence Index ($> 0,35$) aufweisen. Als letztes wurde eine Kornausdehnungs-Prozedur (grain dilation) durchgeführt, bei der die Orientierungen einzelner Punkte, die keinem Korn zugehören an die Orientierungen benachbarter Körner angepasst werden. Alle übrigen Messpunkte, die einen Confidence Index kleiner 0,1 aufwiesen wurden für die weiteren Auswertungen deaktiviert und dementsprechend nicht berücksichtigt.

Bei der Auswertung der EBSD-Messungen wurde eine Orientierungsauflösung von 2° festgelegt, sodass benachbarte Messpunkte mit Fehlorientierungen größer 2° separaten Subkörnern zugeordnet werden. Zur Definition von Kleinwinkelkorngrenzen (KWKG) wurden Fehlorientierungen zwischen 5° und 15° und für Großwinkelkorngrenzen (GWKG) wurden Fehlorientierungen größer 15° gewählt. Für die Darstellung der Gefügemorphologie und zur qualitativen Darstellung der Orientierungsverteilungen wurden für diese Arbeit farbkodierte Darstellungen gewählt, welche auf einer inversen Polfigur beruhen (IPF-Darstellung). Die Farbkodierung bezieht sich dabei auf Orientierungen parallel zur Normalenrichtung (ND) des Flansches oder Ausgangsbleches. In diesen Darstellungen sind KWKG durch weiße Linien und GWKG durch schwarze Linien markiert.

3.4.3. Gefügeanalyse

Die Bestimmung der Gefügeparameter Korngröße, Aspektverhältnis und Grenzflächendichte erfolgte auf Grundlage der Daten aus EBSD-Messungen. Die softwaregestützte Auswertung der umfangreichen Statistik dieser Daten ermöglicht die automatisierte Bestimmung besagter Parameter. Zu diesem Zweck wurde die Software TSL OIM Analysis 7 eingesetzt. Die Berechnung von Korngrößen erfolgte unter Einbeziehung aller Korngrenzen mit Fehlorientierungen größer als 5° . Subkorngrenzen wurden somit nicht mitberücksichtigt. Im Rahmen dieser Arbeit angegebene Korngrößen in Form von Korndurchmessern wurden auf Basis der Kornflächen berechnet und als flächengewichteter Mittelwert angegeben. Bei dieser Methode werden die Körner als globular angenommen und aus den jeweiligen Querschnittsflächen der Körner äquivalente Kreisdurchmesser berechnet. Im Rahmen der vorliegenden Arbeit wurde die Berechnung von äquivalenten Korndurchmessern auf Gefüge mit annähernd globularen Körnern beschränkt.

Für die in Spaltprofilen, insbesondere nahe der Flanschoberseite, vorliegenden Pancake UFG-Gefüge ist hingegen die Angabe der Pancake-Dicke und des Aspektverhältnisses (Streckungsgrad) geeigneter. Die Pancake-Dicke wurde dabei softwaregestützt über das Linienschnittverfahren ermittelt, während für das Aspektverhältnis der Quotient aus den jeweils größten und kleinsten Korndimensionen berechnet wurde. Die Berechnung von GWKG-Anteilen erfolgte auf Grundlage aller Korngrenzen und Subkorngrenzen mit Fehlorientierungen größer als 2° . Ergänzend wurden für einige EBSD-Messungen Fehlorientierungsverteilungen berechnet, welche die Häufigkeitsverteilung der Fehlorientierungen von Korngrenzen wiedergeben.

Um Gefüge mit hohen und geringen Kornstreckungsgraden mit einander vergleichen zu können, wurde die Grenzflächendichte S_V aus der Gesamtlänge der Korngrenzen mit Fehlorientierungen größer 2° , bezogen auf die Fläche des jeweiligen Messfeldes, errechnet.

3.4.4. Texturanalyse

Für die Texturanalysen an Spaltprofilen wurden die, den EBSD-Messungen zugrundeliegenden, Orientierungsdaten verwendet. Um eine ausreichende Statistik gewährleisten zu können wurden EBSD-Messfelder definiert, die mindestens 1000 Körner enthielten. Zur Berechnung der Texturen wurde die Software TSL OIM Analysis 7 eingesetzt. Die Berechnung von Orientierungsverteilungsfunktionen (ODF) erfolgte durch Entwicklung einer harmonischen Reihe mit einer Halbwertsbreite von 5° und einem Entwicklungsgrad von 24. Dieser Entwicklungsgrad wurde gewählt, da bei diesem der Texturindex, welcher ein Maß für die Schärfe einer Textur ist, jeweils sein Sättigungsniveau erreichte. Für die Berechnung der ODF wurde eine orthotrope Symmetrie angenommen. Die berechneten ODF wurden im Eulerraum über Schnitte bei konstanten φ_2 -Winkeln aufgetragen. In dieser Arbeit sind jeweils die $\varphi_2 = 45^\circ$ Schnitte dargestellt, welche die wichtigsten Orientierungen der bei kubisch raumzentrierten Werkstoffen auftretenden Texturen enthalten.

3.4.5. Charakterisierung elastischer und plastischer Anisotropie

Richtungsabhängige Elastizitätsmoduln und Streckgrenzen auf Basis der zugrundeliegenden Textur wurden mit Hilfe der Orientierungsdaten aus EBSD-Messungen errechnet. Bei diesen Berechnungen wurde im Gegensatz zu den Texturanalysen keine orthotrope Symmetrie erzwungen. Aufgrund dessen wurden diese EBSD-Messungen derart dimensioniert, dass die Messfelder jeweils zwischen 2000 und 10.000 Körnern enthalten. Lokale Steifigkeitstensoren wurden über das in Kapitel 2.4.3 beschriebene geometrische Mittel aus den gemessenen Orientierungen aller Messpunkte einer EBSD-Messung berechnet. Hierbei wurden sowohl für die niedriglegierten Stähle ZStE500 und ZStE340, als auch für den chromlegierten Stahl 1.4016 die Einkristall-Konstanten für reines Eisen mit $C_{11} = 230$ GPa, $C_{12} = 134$ GPa und $C_{44} = 116$ GPa verwendet. Bezüglich des Stahls 1.4016 ist dies eine vereinfachende Annahme, jedoch haben ab initio Berechnungen gezeigt, dass Chrom nur einen sehr geringen Einfluss auf die elastischen Eigenschaften von Eisen hat [ZHA09]. Aus den erhaltenen lokalen Steifigkeitstensoren wurden durch Multiplikation mit Einheitsvektoren diverser Orientierungen richtungsabhängige Elastizitätsmoduln berechnet, welche in der vorliegenden Arbeit zum einen in Form dreidimensionaler Verteilungen, und zum Anderen als Verlauf zwischen den Hauptrichtungen RD, TD und ND dargestellt sind.

Das Gefüge innerhalb der Flansche von Spaltprofilen besteht insbesondere im Bereich der Flanschoberseite aus Körnern mit sehr hohen Streckungsgraden. Die Körner selbst besitzen anisotrope elastische Eigenschaften. Es liegt nahe anzunehmen, dass die Interaktion der Körner untereinander, je nach Belastungsrichtung zu unterschiedlichen makroskopischen elastischen Eigenschaften führt, analog zu den richtungsabhängigen elastischen Eigenschaften von Faserverbundwerkstoffen. Um den Einfluss der hohen Kornstreckungsgrade auf den anisotropen E-Modul zu untersuchen wurden in Kooperation mit dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung FE-Modelle erstellt, welche die vollständigen Orientierungsinformationen aus EBSD-Messungen an Flanschen aus ZStE500 enthalten. Um die E-Modul-Verläufe zwischen den Hauptrichtungen RD, TD und ND unter Berücksichtigung der Kornformen bestimmen zu können, waren EBSD-Messungen an Längs- (TD), Quer- (RD) und Flachscliffen (ND) notwendig. Die EBSD-Messungen wurden an einem Spaltprofil aus ZStE500 in jeweils $170\text{ }\mu\text{m}$ unterhalb der Flanschoberseite durchgeführt. Diese Tiefe wurde gewählt, um sowohl die

Tabelle 3.5: FE-Modelle zur Ermittlung elastischer und plastischer Anisotropie

Modell	Typ	Textur	Art
2D-ND-Messung	2D	Gemessene Orientierungen (Flachschliff)	Position und Orientierung der Messpunkte (Abbildung des Gefüges)
2D-ND-Random	2D	Gemessene Orientierungen (Flachschliff)	Zufällige Verteilung der gemessenen Orientierungen
2D-RD-Messung	2D	Gemessene Orientierungen (Längsschliff)	Position und Orientierung der Messpunkte (Abbildung des Gefüges)
2D-RD-Random	2D	Gemessene Orientierungen (Längsschliff)	Zufällige Verteilung der gemessenen Orientierungen
2D-TD-Messung	2D	Gemessene Orientierungen (Querschliff)	Position und Orientierung der Messpunkte (Abbildung des Gefüges)
2D-TD-Random	2D	Gemessene Orientierungen (Querschliff)	Zufällige Verteilung der gemessenen Orientierungen
3D-1000-Globular	3D	1000 repräsentative Einzelorientierungen, Approximation der Textur	Künstliche Mikrostruktur mit gleichachsigen Körnern
3D-1000-Gestreckt	3D	1000 repräsentative Einzelorientierungen, Approximation der Textur	Künstliche Mikrostruktur mit gestreckten Körnern (AR = 7)

Kornformen, als auch die Orientierungen möglichst exakt erfassen zu können. Direkt an der Flanschoberseite sind zwar die Kornstreckungsgrade etwas höher, die mittlere Pattern-Qualität ist jedoch aufgrund der geringeren Pancake-Dicken und höheren Verformungsgrade deutlich geringer. Für jede der drei EBSD-Messungen wurden zwei 2D-FE-Modelle erstellt (vgl. Tabelle 3.5). Eines der Modelle enthielt sowohl die Orientierungsdaten, als auch die zugehörigen Koordinaten der einzelnen Messpunkte, wodurch die Kornorientierungen und Kornformen abgebildet werden konnten. Das andere Modell enthielt nur die Orientierungsinformationen der einzelnen Messpunkte, welche zufällig verteilt wurden. Die einzelnen Knotenpunkte des FE-Modells stellen somit globulare Einzelkörner dar. Durch Belastung der Mikrostrukturen in verschiedenen Richtungen wurden richtungsabhängige E-Moduln ermittelt. In den Modellen wurden die gleichen Einkristall-Konstanten C_{11} , C_{12} und C_{44} verwendet wie bei den rein texturbasierten Berechnungen. Neben den 2D-FE-Modellen wurden zusätzlich zwei 3D-FE-Modelle mit künstlichen Mikrostrukturen mit jeweils 1000 Körnern und somit 1000 Einzelorientierungen erstellt, welche die in den Flanschen vorliegende Textur möglichst präzise wiedergeben sollten [DIE18]. Erstellt wurden ein 3D-FE-Modell mit globularen Körnern und eines mit gestreckten Körnern, mit einem mittleren Streckungsgrad von 7, wobei für beide Modelle dieselben Kornorientierungen verwendet wurden. Äquivalent zu den 2-D-Modellen wurden durch Belastung der 3D-Modelle in verschiedenen Richtungen die E-Modul-Verteilungen zwischen den Hauptrichtungen ermittelt. Um die Ergebnisse besser einordnen zu können wurden außerdem auf Grundlage aller Orientierungen aus den drei einzel-EBSD-Messungen sowie auf Grundlage der 1000 Einzelorientierungen, welche für die FE-Modell verwendet wurden, über das geometrische Mittel die E-Modul-Verteilungen analytisch berechnet.

Zur Abschätzung der Richtungsabhängigkeit der Streckgrenzen in Flanschen von Spaltprofilen wurden anhand von EBSD-Messungen an Flanschen aus ZStE500 richtungsabhängige Taylor-Faktoren berechnet. Hierfür wurden mit Hilfe der Software TSL OIM Analysis 7 für jeden Messpunkt die Taylor-Faktoren für uniaxialen Zug, in Abhängigkeit von der Belastungsrichtung, berechnet. Dabei wurde angenommen, dass Gleiten sowohl in $\langle 111 \rangle \{110\}$

Gleitsystemen, als auch in $\langle 111 \rangle \{112\}$ Gleitsystemen stattfindet und beide Gleitsysteme die gleiche kritische Schubspannung aufweisen. Das geometrische Mittel über alle Messpunkte gemäß Gleichung 2.12 liefert dann den richtungsabhängigen mittleren lokalen Taylor-Faktor für das jeweilige Messfeld. Aus diesen Taylor-Faktoren wurden über Gleichung 2.11 schließlich richtungsabhängige Streckgrenzen berechnet. Durch Anpassung der kritischen Schubspannung τ_{krit} in Gleichung 2.11 wurde dabei die berechnete Fließspannung σ_f in Längsrichtung (TD) derer aus Zugversuchen in besagter Richtung gleichgesetzt. Die berechneten richtungsabhängigen Fließspannungen sind demnach auf die experimentell bestimmte Fließspannung in TD normiert.

Die 3D-Modelle mit künstlichen Mikrostrukturen wurden ebenfalls verwendet, um richtungsabhängige Streckgrenzen zu ermitteln. Auch in diesen Modellen wurden die Gleitsysteme vom Typ $\langle 111 \rangle \{110\}$ und $\langle 111 \rangle \{112\}$ als die Träger der plastischen Verformung definiert. Die kritischen Schubspannungen der beiden Gleitsysteme wurden hier jedoch nicht als gleich angenommen. Vielmehr wurde in diesen kristallplastischen Modellen für beide Gleitsysteme eine vom Umformgrad abhängige Verfestigung definiert. Anfangs- und Sättigungsschubspannung der beiden Gleitsysteme betrugen dabei 95 MPa und 222 MPa für $\langle 111 \rangle \{110\}$ Gleitsysteme sowie 97 MPa und 413 MPa für $\langle 111 \rangle \{112\}$ Gleitsysteme. Die experimentell ermittelte Fließspannung in TD wurde auch hier zur Normierung verwendet. Das bedeutet, der initiale Umformgrad wurde derart angepasst, dass die Fließspannung in TD im 3D-FE-Modell mit gestreckten Körnern der experimentell ermittelten Fließspannung entspricht. Für das 3D-FE-Modell mit globularen Körnern wurde zur direkten Vergleichbarkeit derselbe Skalierungsfaktor verwendet. Für die Streckgrenze bzw. Dehngrenze wurde eine plastische Dehnung von 0,05 % definiert. Die Verläufe der richtungsabhängigen Dehngrenzen zwischen den Hauptrichtungen wurden wieder durch Belastung der FE-Modelle in verschiedenen Raumrichtungen ermittelt.

3.5. Mechanische Werkstoff- und Werkstückcharakterisierung

3.5.1. Härtemessungen

Die Härtemessungen nach dem Vickers-Verfahren wurden an einem Indentec ZHV μ der Firma Zwick/Roell unter Aufbringung einer Prüflast von 50 g (HV0,05) durchgeführt. Die Härte der Anlieferungszustände wurde an allen untersuchten Stählen durch mindestens 20 statistisch verteilte Messpunkte im Querschliff ermittelt. An Spaltprofilen wurden Härteverläufe im Querschliff, senkrecht zur Flanschoberseite (Flanschoberseite \rightarrow Flanschunterseite) aufgenommen. An Flanschen aus ZStE340 wurden darüber hinaus nach Laser-Wärmebehandlungen Härteverläufe im Querschliff, parallel zur Flanschoberseite in 25, 50 und 150 μm Abstand zur Flanschoberseite aufgenommen, um die laterale Ausdehnung der Wärmeeinflusszone und das Ausmaß des Härteverlustes zu ermitteln. Alle dargestellten Härteverläufe wurden durch Mittelung mindestens dreier Messreihen erhalten.

Zur Ermittlung eines empirischen Zusammenhangs zwischen der Vickers-Härte und der Streckgrenze (siehe Anhang A.1) wurden an den drei untersuchten Stählen zusätzlich Härtemessungen an Zugproben durchgeführt, ebenfalls unter Verwendung einer Prüflast von 50 g. Es wurde sowohl im Bereich der Gleichmaßdehnung, als auch im Einschnürbereich gemessen. Durch Belasten der Zugproben zu unterschiedlichen Dehnungen konnte ein breiter Spannungsbereich abgedeckt werden.

3.5.2. Zugversuche

Es wurden unterschiedliche Zugproben-Geometrien zur Charakterisierung mechanischer Eigenschaften eingesetzt (siehe Abb. 3.1). Für Zugversuche an Flansch-Material wurden die Geometrien 1 und 2 verwendet. Die Präparation von Zugproben der Geometrie 1 erfolgte durch Einfräsen der Zugprobeengeometrie in die Flanschoberseite von Spaltprofilen aus ZStE340, mit einer Frästiefe von 0,5 mm und anschließendem Abschleifen des Materials von der Flanschunterseite bis zu einer End-Dicke von $200\text{ }\mu\text{m}$. Auf diese Weise wurden Zugproben hergestellt, welche Flansch-Material aus den oberen $200\text{ }\mu\text{m}$ unterhalb der Flanschoberseite enthalten. Zugproben der Geometrie 2 wurden auf die gleiche Art und Weise, durch Einfräsen und anschließendes Abschleifen, hergestellt. Die Kontur wurde dabei in unterschiedlichen Richtungen, mit Ausrichtung des Messbereichs in Längsrichtung (TD), in Querrichtung (RD) und unter 45° zwischen RD und TD in Flansche von Spaltprofilen aus ZStE500 eingefräst. Das Abschleifen erfolgte bei diesen Proben von der Flanschunter- als auch von der Flanschoberseite, bis zu einer End-Dicke von $130\text{ }\mu\text{m}$, sodass die Proben Material aus $90 - 220\text{ }\mu\text{m}$ unterhalb der Flanschoberseite enthielten. Zugproben der Geometrien 3 und 4 wurden aus Blechen im Anlieferungszustand durch Ausfräsen der Kontur hergestellt.

Zugversuche an Flach-Zugproben der Geometrien 1 und 2 wurden mit einem MTI Instruments 8000-0032 Zugtisch unter Verwendung einer Kraftmessdose mit einem Messbereich bis 450 N durchgeführt. Für Flach-Zugproben der Geometrien 3 und 4 wurde hingegen eine Zugprüfmaschine vom Typ Instron 5569 mit einer Kraftmessdose mit einem Messbereich bis 50 kN eingesetzt.

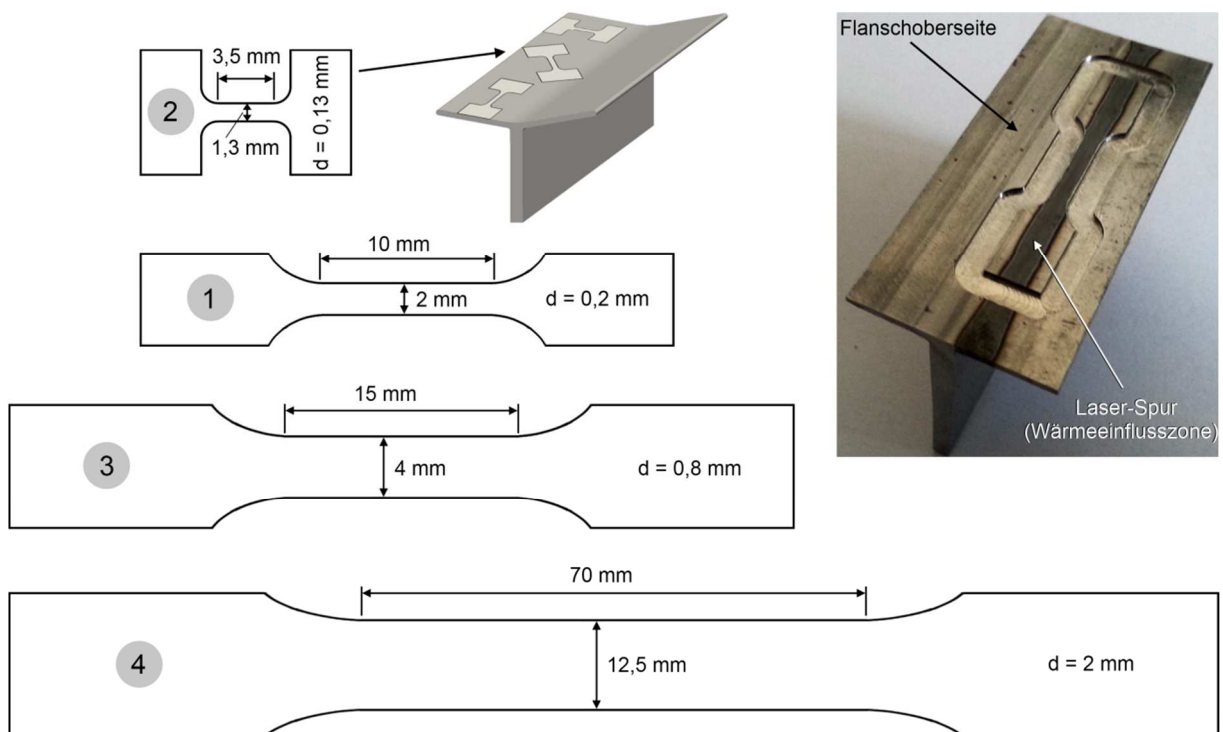


Abb. 3.1: Verwendete Zugprobeengeometrien; Geometrien 1 und 2 für Prüfungen der spaltprofilierten Flansche und Geometrien 3 und 4 für die Anlieferungszustände

3.5.3. Biegeversuche

Ergänzend zu den Zugversuchen wurden 3-Punkt-Biegeversuche an Flanschen aus ZStE340 durchgeführt. Diese dienen der qualitativen und semi-quantitativen Untersuchung des Einflusses von Wärmebehandlungen auf die Scherbandbildung unter Biegebelastung. Untersucht wurden neben dem unbehandelten Flansch-Material Ofen-, Salzbad- und Laser-wärmebehandelte Proben. Die Versuche fanden in-situ im Tescan Mira 3 Raster-elektronenmikroskop statt, sodass die Scherbandbildung durch SE- und BSE-Aufnahmen nachverfolgt werden konnte. Zum Einsatz kam dabei der MTI Instruments 8000-0032 Zugtisch unter Verwendung eines Aufsatzes für 3-Punkt-Biegung mit einem Abstand zwischen den beiden äußeren Auflagern von 15 mm und einem Durchmesser des inneren Auflagers von 3 mm (siehe Abb. 3.2 links).

Alle Proben wurden in Längsrichtung (TD) in einem Abstand von 4 mm vom Spaltgrund aus den Flanschen herauspräpariert. Die Laser-wärmebehandelten Proben wurden jeweils aus dem Zentrum der Wärmeeinflusszone herausgetrennt. Der quadratische Querschnitt der 3-Punkt-Biegeproben betrug 0,8 x 0,8 mm (siehe Abb. 3.2 Mitte). Die Dickenreduktion erfolgte jeweils von der Flanschunterseite aus, sodass die Flanschoberseite von der Probenpräparation unbeeinflusst blieb. Die Trennflächen wurden mit Schleifpapier absteigender Körnungen geschliffen und mit Diamantsuspensionen poliert, um die Verformungsschichten zu entfernen, welche durch die Trennvorgänge hervorgerufen wurden. Eine der beiden Probenflanken wurde mittels Aluminiumoxid-Suspension (Masterprep, Buehler) einer Endpolitur für Rasterelektronenmikroskopische Aufnahmen unterzogen. Für alle untersuchten Zustände wurden 3-Punkt-Biegeversuche mit unterschiedlichen Belastungsrichtungen durchgeführt, sodass die Flanschoberseite zum einen einer Zug-Biegebeanspruchung und zum anderen einer Druck-Biegebeanspruchung unterzogen werden konnte.

Neben den 3-Punkt-Biegeversuchen wurden Biegeversuche an vollständigen Spaltprofilsegmenten aus ZStE340 durchgeführt. Die Biegung erfolgte hierbei im Gegensatz zu den 3-Punkt-Biegeversuchen nicht um die RD-Achse, sondern um die TD-Achse (siehe Abb. 3.2 rechts). Die Profilabschnitte hatten jeweils eine Länge von 35 mm. durch das Biegewerkzeug geführte Biegung erfolgte bis zu einem Biegewinkel von 90° mit einem inneren Biegeradius von 1 mm. Es wurden sowohl unbehandelte, als auch Laser-wärmebehandelte Profilabschnitte untersucht. An den umgebogenen Flanschen wurden Rauheitsmessungen durchgeführt und Querschliffe hergestellt.

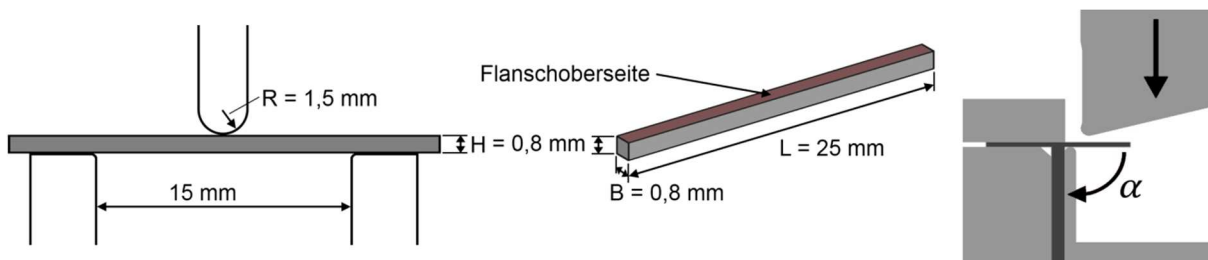


Abb. 3.2: Schematische Darstellung des 3-Punkt-Biege-Aufbaus (links) und Geometrie der 3-Punkt-Biegeproben (Mitte) sowie Aufbau für Biegeversuche an vollständigen Profilabschnitten (rechts)

3.5.4. Ultraschallmessungen

Ultraschallmessungen wurden zur Ermittlung richtungsabhängiger elastischer Eigenschaften an Flanschen aus ZStE500 durchgeführt und dienten der Verifizierung der, anhand von EBSD-Messungen berechneten, Steifigkeitstensoren. Das Messprinzip beruht dabei auf der Puls-Echo-Methode und liefert richtungsabhängige Schallgeschwindigkeiten. Wichtig hierbei ist, dass die Dicke der Probe zuvor sehr präzise bestimmt wird. Zur Berechnung eines vollständigen Steifigkeitstensors sind üblicherweise mindestens sechs Proben notwendig. Die Messungen der Schallgeschwindigkeiten wurden mit einem Panametrics 25DL Plus (Olympus) und einem Longitudinalwellen-Schallwandler mit 10 MHz sowie einem Transversalwellen-Schallwandler mit 5 MHz durchgeführt. Aus den Schallgeschwindigkeiten wurden über die Dichte der Proben die Komponenten des Steifigkeitstensors errechnet (siehe Anhang A.2). Die Komponenten C_{11} , C_{22} , C_{33} , C_{44} , C_{55} und C_{66} des Steifigkeitstensors wurden aus drei Proben ermittelt, welche unter orthogonalen Schnitten, entsprechend dem Probenkoordinatensystem, aus dem Flansch-Material herausgetrennt wurden. Die Komponenten C_{12} , C_{13} und C_{23} wurden aus drei Proben ermittelt, welche unter 45° zwischen RD und TD, unter 25° und 65° zwischen RD und ND sowie unter 25° und 65° zwischen TD und ND herauspräpariert wurden. Als Koppelmedien zur Einkopplung der Schallwellen in die Proben kamen für den Longitudinalwellen-Schallwandler Glycerin und für den Transversalwellen-Schallwandler Honig zum Einsatz.

3.5.5. Bohrloch-Verfahren

Die Eigenspannungsmessungen mittels Bohrloch-Verfahren wurden mit Hilfe eines Restan MTS3000 Systems (Sint Technology) durchgeführt. Zum Einsatz kamen dabei DMS-Rosetten vom Typ Vishay EA-06-031RE-120 mit jeweils drei integrierten DMS mit einer Messfläche von $0,8 \times 0,8$ mm und einem Rosettenradius (bezogen auf die Mitte der Messfläche) von 1,3 mm (vgl. Abb. 3.3 rechts). Das inkrementelle Einbringen der Borlöcher erfolgte mittels Stirnflächenfräsern (Vishay ATC-200-031) mit 0,8 mm Durchmesser (siehe Abb. 3.4 links). Diese erzeugen aufgrund von Schwingungen Bohrlöcher mit 1,1 mm Durchmesser. Der Antrieb wurde im MTS3000 System mit einer Druckluftturbine realisiert, welche mit 5 bar Luftdruck eine Lehlaufdrehzahl von 400.000 U/min erreicht. Die Bohrlöcher wurden über $25 \mu\text{m}$ Inkremente bis zu einer maximalen Bohrtiefe von 0,6 mm eingebracht. Nach jedem Bohr-Inkrement erfolgte automatisiert eine Dehnungsmessung. Für die Aufnahme dieser Signale wurde ein Spider 8 (HBM) Messverstärker eingesetzt.

Aufgrund der in den Kapiteln 2.5.2 und 2.5.3 beschriebenen Herausforderungen bei der Eigenspannungsermittlung an stark anisotropen Werkstoffen und bei hohen Eigenspannungsniveaus relativ zur Streckgrenze des Werkstoffes, wurde die Bestimmung der Eigenspannungen in Flanschen von Spaltprofilen über ein FE-Modell realisiert. Hierfür wurde Abaqus (Dassault Systèmes Simulia) eingesetzt. Für jeden der untersuchten Werkstoffe wurde ein eigenes FE-Modell erstellt. Modelliert wurde jeweils eine dünne Platte, deren Dicke derer der erzeugten Flansche entsprach. Die Platte wurde in $50 \mu\text{m}$ dünne Schichten partitioniert. An der Oberfläche erfolgte eine weitere Partitionierung, um hier zwei $25 \mu\text{m}$ dünne Schichten zu erzeugen. Jeder einzelnen Schicht wurden jeweils ein eigener Steifigkeitstensor, eine eigene Fließkurve sowie Eigenspannungen in RD und TD zugewiesen (vgl. Anhang A.3).

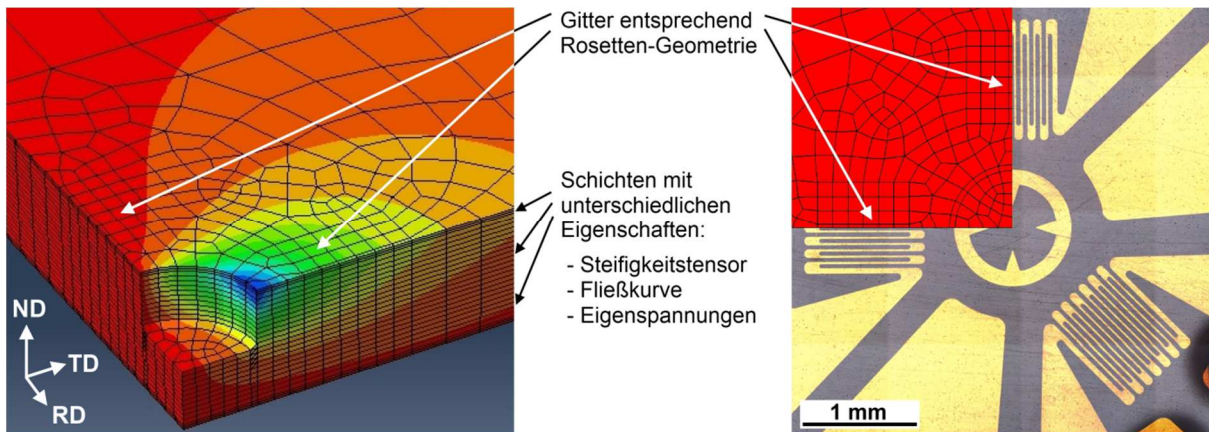


Abb. 3.3: Ausschnitt aus dem FE-Modell zur Ermittlung von Eigenspannungen in Spaltprofilen (links) mit Darstellung der in Längsrichtung (TD) auftretenden Dehnungsverteilungen und Aufnahme der verwendeten Bohrlochrosette mit überlagertem FE-Gitter (rechts)

Aus Gründen der Symmetrie konnte das Modell auf ein Viertel eines Bohrlochs reduziert werden (siehe Abb. 3.3 links). Die Stirnflächen in RD und TD wurden entsprechend als Spiegelebenen definiert. Zur Erzeugung des FE-Gitters wurden hexaedrische Elemente (C3D20R) verwendet. Der Bohrvorgang wurde durch sukzessives Entfernen von Elementen aus den einzelnen Schichten simuliert. Der Radius der entfernten Zylindersegmente betrug 0,55 mm. Anhand von Querschliffen von Bohrlochern wurde festgestellt, dass der verwendete Fräser eine Fase zwischen Bohrlochgrund und Bohrlochwand erzeugt. Diese wurde im FE-Modell ebenfalls realisiert (siehe Abb. 3.4 rechts). Die Geometrie der verwendeten DMS-Rosette wurde durch Positionierung der Knotenpunkte des FE-Gitters entsprechend den Positionen der DMS-Leiterbahnen auf der Oberfläche des Modells abgebildet (siehe Abb. 3.3 rechts). Hierbei wurden nur die beiden im rechten Winkel zueinander stehenden DMS modelliert. Diese Vereinfachung wurde aufgrund der Symmetrie von Spaltprofilen gemacht, bei der die Hauptspannungen nur in RD und TD vorliegen können. Aus den Simulationsergebnissen wurden für jedes „Bohr“-Inkrement die Oberflächendehnungen (elastisch und plastisch) an den Knotenpunkten extrahiert, welche den DMS-Positionen entsprechen. Die Dehnungen in RD bzw. TD an den entsprechenden Knotenpunkten wurden gemittelt, um sie

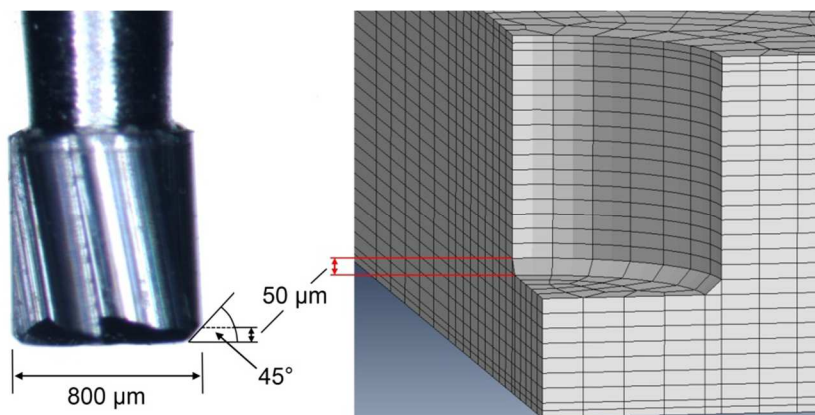


Abb. 3.4: Detailaufnahme des verwendeten Fräasers (links) und Ausschnitt aus dem FE-Modell im Bereich des Bohrloches mit gefastem Bohrlochgrund (rechts)

mit den gemessenen Dehnungen vergleichen zu können. Auf Grundlage der Abweichungen zwischen den gemessenen und über FEM erhaltenen Dehnungsverteilungen wurden die im FE-Modell eingebrachten Eigenspannungen sukzessive angepasst. Dieses iterative Verfahren wurde über mehrere Schritte durchgeführt, bis die Abweichungen zwischen den Dehnungsverteilungen unter 2 % lagen. Die am Ende dieses Prozesses im FE-Modell eingebrachten Eigenspannungen müssen somit denjenigen Eigenspannungen entsprechen, die für die gemessenen Dehnungsverteilungen und für die angenommenen mechanischen Eigenschaften in den jeweils betrachteten Flanschen vorhanden sind.

3.5.6. Freischneidemethode

Ergänzend zu den mit dem Bohrloch-Verfahren ermittelten Eigenspannungsverteilungen wurden an Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 über das Freischneiden schmaler Segmente die enthaltenen Eigenspannungen bestimmt. Zur Ermittlung der Eigenspannungsverläufe in Dickenrichtung von Flanschen aus ZStE500 und 1.4016 wurden Segmente mit 3,5 mm Breite und 40 mm Länge aus den Flanschen herausgetrennt (siehe Abb. 3.5). Aufgrund der Relaxation von Eigenspannungen kommt es dabei zur Durchbiegung der Flanschsegmente. Die Trennflächen wurden zur Entfernung von Verformungsschichten mit abnehmenden Körnungen geschliffen. Zur Ermittlung des Eigenspannungsgradienten in Dickenrichtung wurden von der Flanschunterseite aus sukzessive 50 μm dünne Schichten durch Schleifen mit abnehmenden Körnungen bis zu einer End-Dicke von 50 μm abgetragen. Die jeweils erreichte Dicke wurde mit Hilfe eines Präzisionsdickenmessers vom Typ Panametrics 25DL Plus (Olympus) an 5 Punkten überprüft. Die Durchbiegung der Flanschsegmente wurde mit einem LEXT OLS4000 Laser-Scanning-Mikroskop nach jedem Schleifschritt gemessen. Analog zur Vorgehensweise bei der Bohrlochmethode wurden auch hier mit Abaqus FE-Modelle erstellt, welche die Geometrien der herausgetrennten Flanschsegmente abbildeten. Diese Modelle wurden ebenfalls in Dickenrichtung in 50 μm dünne Schichten partitioniert. Jeder Schicht wurden jeweils ein Steifigkeitstensor und Eigenspannungen in TD und RD zugewiesen. Analog zur praktischen Vorgehensweise wurden von der Unterseite aus sukzessive Schichten entfernt. Die Durchbiegung (Biegeradius) der FE-Modelle in Abhängigkeit von der Rest-Dicke wurde aufgenommen und mit den experimentell ermittelten Durchbiegungsverläufen verglichen. In einem iterativen Prozess wurden durch Anpassung der Eigenspannungen in den einzelnen

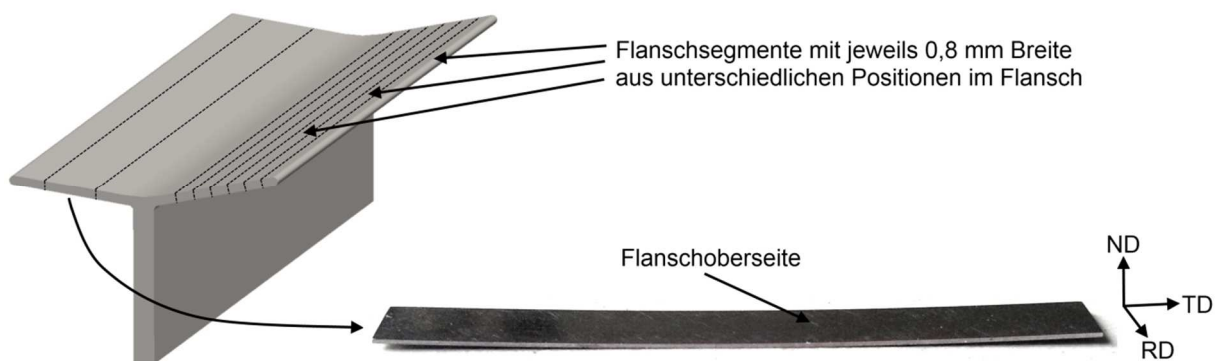


Abb. 3.5: Positionen für das Heraustrennen von Flanschsegmenten und herausgetrenntes Flanschsegment

Schichten die Durchbiegungsverläufe aus den FE-Modellen mit den experimentell ermittelten Verläufen in Übereinstimmung gebracht. Die resultierenden Eigenspannungen wurden schließlich mit den über die Bohrlochmethode ermittelten Eigenspannungen verglichen.

Zur Überprüfung möglicher Eigenspannungsgradienten vom Spaltgrund in Richtung Flanschspitze wurden aus Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE340 mehrere schmale Flanschsegmente herausgetrennt (vgl. Abb. 3.5). Sechs dieser 0,8 mm schmalen und 35 mm langen Segmente wurden, bezogen auf die jeweilige Mittellinie der Segmente, im Abstand von 1 mm zueinander aus einem der Flansche herausgetrennt. Die Eigenspannungsgradienten in Dickenrichtung dieser Segmente wurden vereinfachend als linear angenommen. Die jeweilige Durchbiegung aufgrund von Eigenspannungsrelaxationen wurde anhand der, mittels Laser-Scanning-Mikroskop bestimmten, Biegeradien quantifiziert und mit Hilfe von Gleichung 2.30 konnte daraus der zugehörige Eigenspannungsgradient berechnet werden.

4. Ergebnisse

4.1. Gefügeanalyse

4.1.1. Gefüge der Ausgangszustände

ZStE500 im Anlieferungszustand

Das Gefüge des als Coil angelieferten Stahls ZStE500 besteht aus ferritischen Körnern und Zementit-Ausscheidungen (Fe_3C) mit einem Volumenanteil unter 1 % und einer durchschnittlichen Partikelgröße von 500 nm (siehe Abb. 4.1). Die Fe_3C -Partikel sind vornehmlich an den Ferrit-Korngrenzen angelagert. Der mittlere Durchmesser der Ferrit-Körner wurde anhand von EBSD-Messungen zu $6\text{ }\mu\text{m}$ und der Anteil an GWKG zu 72 % bestimmt.

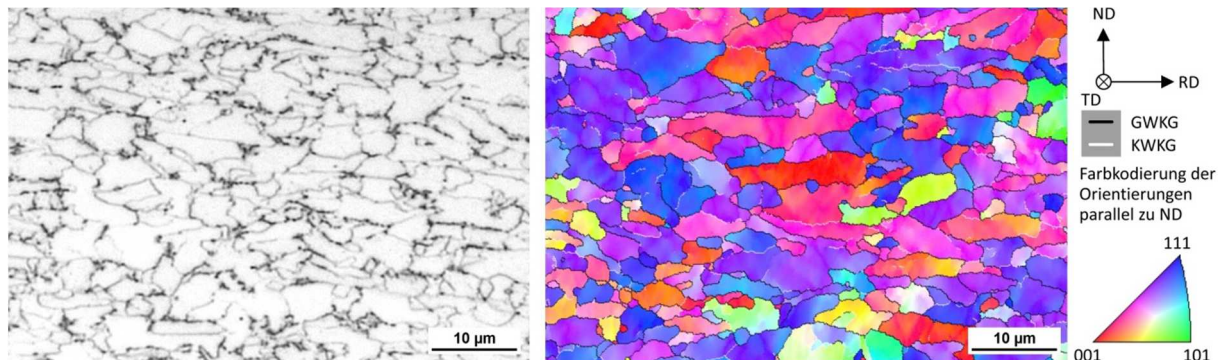


Abb. 4.1: Lichtmikroskopische Aufnahme einer geätzten Probe (links) und IPF-Darstellung (rechts) des im Querschliff aufgenommenen Gefüges des ZStE500 im Anlieferungszustand

ZStE340 im Anlieferungszustand

Der Stahl ZStE340 zeichnet sich ebenfalls durch eine ferritische Matrix mit fein verteilten Zementit-Ausscheidungen aus (siehe Abb. 4.2). Diese besitzen mittlere Durchmesser von etwa 500 nm, sind gleichmäßig verteilt und liegen überwiegend nicht an den Ferrit-Korngrenzen vor. Die Ferrit-Korngrößen betragen durchschnittlich $12\text{ }\mu\text{m}$ bei einem GWKG-Anteil von 91 %.

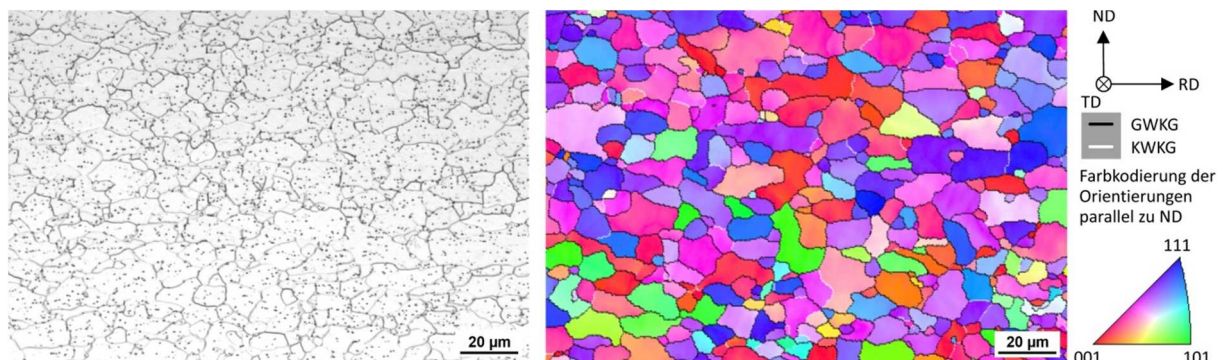


Abb. 4.2: Lichtmikroskopische Aufnahme einer geätzten Probe (links) und IPF-Darstellung (rechts) des im Querschliff aufgenommenen Gefüges des ZStE340 im Anlieferungszustand

1.4016 im Anlieferungszustand

Der rost- und säurebeständige Stahl 1.4016 besitzt ebenfalls ein Gefüge mit ferritischer Matrix und Karbidausscheidungen (siehe Abb. 4.3). Die Karbid-Partikel besitzen mittlere Durchmesser von etwa $1\text{ }\mu\text{m}$ (vereinzelt deutlich größer) und sind überwiegend in Seigerungszeilen angeordnet. Die durchschnittliche Korngröße der δ -Ferrit-Körner wurde zu $18\text{ }\mu\text{m}$ und der Anteil an GWKG zu 64 % bestimmt.

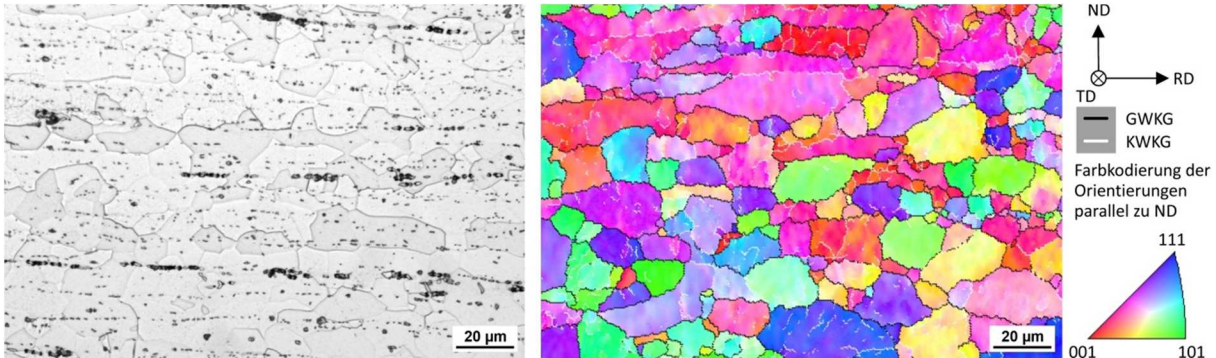


Abb. 4.3: Lichtmikroskopische Aufnahme einer geätzten Probe (links) und IPF-Darstellung (rechts) des im Querschliff aufgenommenen Gefüges des 1.4016 im Anlieferungszustand

4.1.2. Gefüge in Flanschen von Spaltprofilen

Die untersuchten Spaltprofile aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 weisen die charakteristischen Gefüge auf, wie sie während des Spaltprofilierprozesses entstehen (vgl. Kapitel 2.6.2). Innerhalb der erzeugten Flansche existieren in Flanschdickenrichtung ausgeprägte Gradienten in Korngröße und Kornform (siehe Abb. 4.4 und Abb. 4.5). Alle drei Stähle besitzen an der Flanschoberseite infolge der starken plastischen Verformung ein Pancake-UFG-Gefüge mit hohen Kornstreckungsgraden. Die anhand von Querschliffen ermittelten Korndimensionen in Flanschdickenrichtung (ND) liegen hier je nach Werkstoff im Mittel zwischen 80 und 130 nm, während die Aspektverhältnisse durchschnittlich Werte zwischen 6 und 8 aufweisen. Die Kornstreckungsgrade in Profil-Längsrichtung (TD), wie sie anhand von Längsschliffen zu bestimmen sind, zeichnen sich durch typischerweise etwa 30 % geringere Werte aus. In Flanschen der Spaltprofile aus ZStE500 wurden im Vergleich zu den beiden anderen Werkstoffen die geringsten Pancakedicken und größten Kornstreckungsgrade ermittelt. Im Vergleich zur Ausgangskorngröße ist die Kornfeinung bei den Spaltprofilen aus 1.4016 am stärksten.

Der Übergang von der UFG-Pancake-Mikrostruktur an der Flanschoberseite zu der klassisch kaltverformten Mikrostruktur an der Flanschunterseite ist durch eine graduelle Zunahme der Pancakedicken und eine Abnahme der Aspektverhältnisse gekennzeichnet (vgl. Abb. 4.5). Analog dazu ist auch ein Gradient in den GWKG- und KWKG-Anteilen zu beobachten. An den Flanschoberseiten (50 μm Tiefe) der Flansche von Spaltprofilen aus ZStE500 und ZStE340 liegen die GWKG-Anteile bei 75 - 80 % und es existieren kaum Subkornstrukturen. Die Anteile an Subkorn Grenzen mit 2 - 5° Fehlorientierung liegen hier bei 5 - 8 %. An den Flanschunterseiten liegen die GWKG-Anteile bei 45 - 50 % und die Anteile an Subkorn Grenzen bei 30 - 35 %.

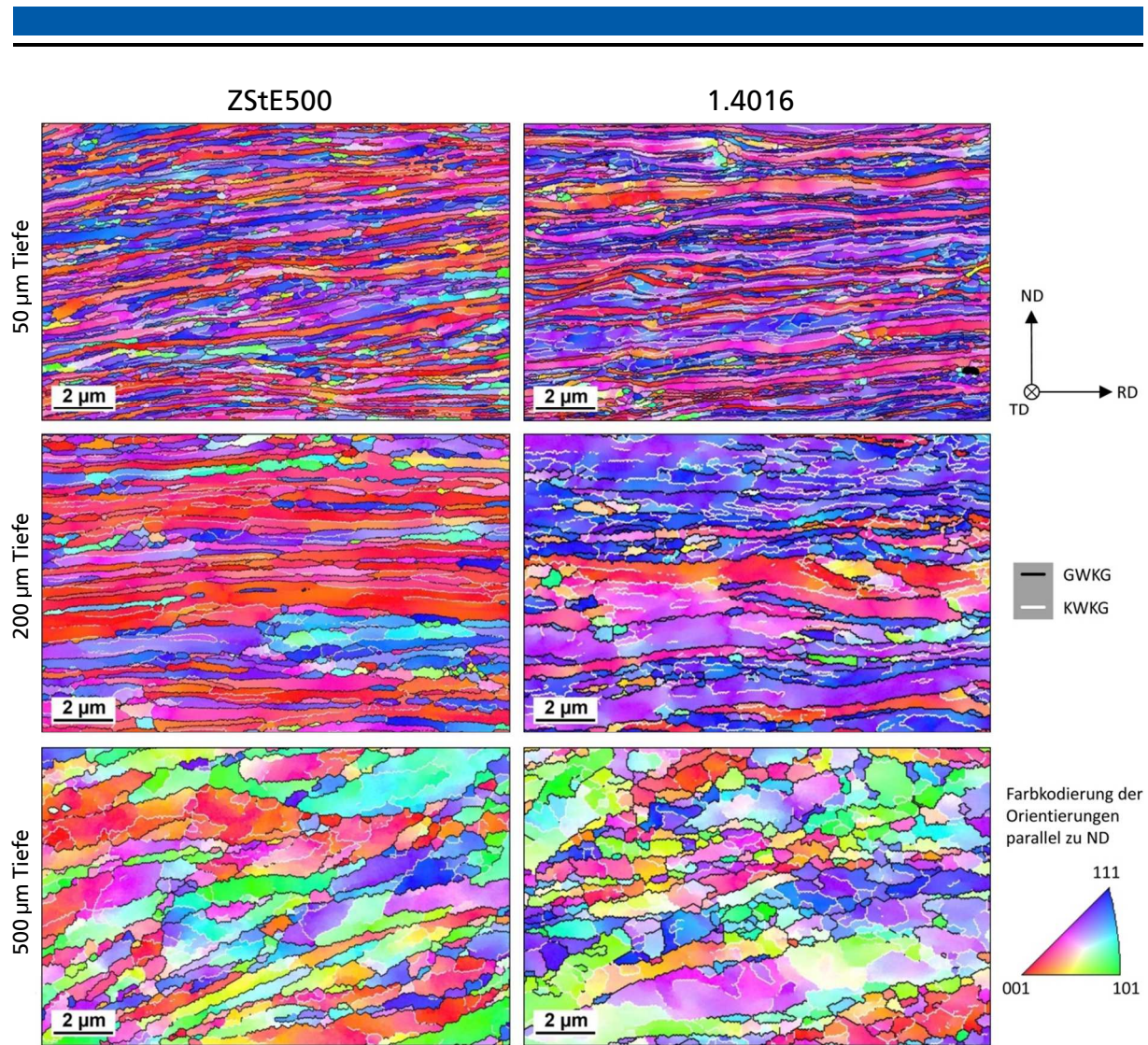


Abb. 4.4: IPF-Darstellungen der Gefügegradienten senkrecht zur Flanschoberseite von Spaltprofilen aus ZStE500 (links) und 1.4016 (rechts)

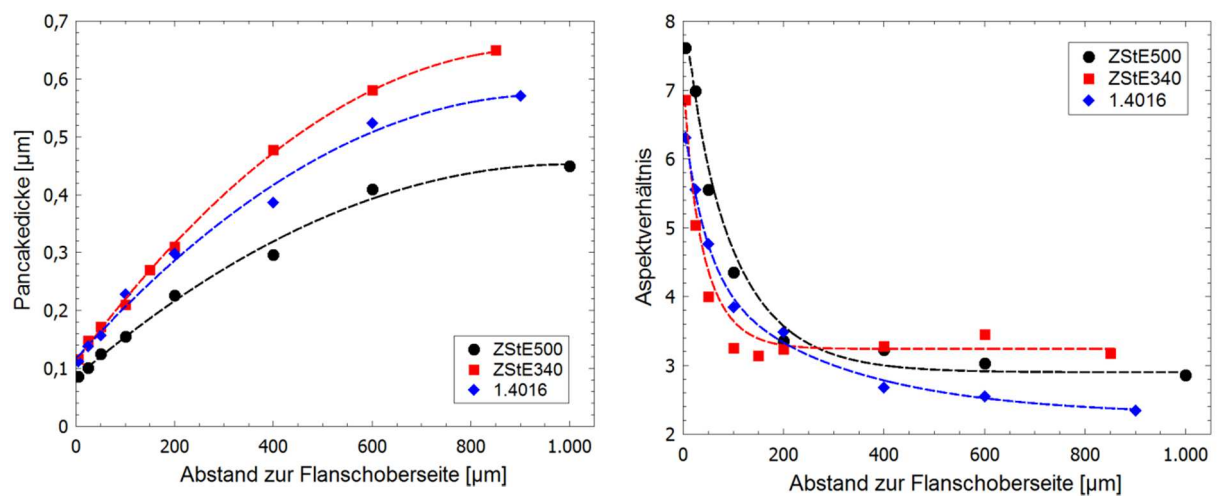


Abb. 4.5: Pancakedicken (links) und Aspektverhältnisse der Körner (rechts) in den Flanschen der untersuchten Stähle, in Abhängigkeit des Abstandes zur Flanschoberseite

Ausgehend von den geringeren GWKG-Anteilen im 1.4016-Ausgangsmaterial sind bei diesem Stahl auch im spaltprofilierten Zustand durchweg geringere GWKG-Anteile zu beobachten. An der Flanschoberseite wurden hier GWKG-Anteile von 65 - 75 % und Subkorngrenzenanteile von 7 - 10 % ermittelt, während an der Flanschunterseite GWKG-Anteile von 40 - 45 % und Subkorngrenzenanteile von 35 - 40 % bestimmt wurden.

Diese Gefügegradienten sind sowohl in Profil-Längsrichtung, als auch vom Spaltgrund in Richtung Flanschspitze konstant, mit Ausnahme der äußersten 2 mm an den Flanschspitzen. Das bedeutet, für einen konstanten Abstand von der Flanschoberseite sind die Gefüge innerhalb der Flansche in Längs- und Querrichtung überall identisch.

Das Material direkt an der Flanschoberseite weist einige Besonderheiten gegenüber dem Pancake-UFG-Gefüge in größeren Tiefen auf. EBSD-Messungen an Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE340 offenbaren ein schmales Band von etwa $25\ \mu\text{m}$ Dicke, innerhalb dem die Aspektverhältnisse und GWKG-Anteile in Richtung Flanschoberseite graduell abnehmen. Direkt an der Flanschoberseite liegt der mittlere Kornstreckungsgrad bei etwa 6 und der GWKG-Anteil bei etwa 68 %, gegenüber einem Streckungsgrad von 8 und einem GWKG-Anteil von 80 % in $50\ \mu\text{m}$ unterhalb der Flanschoberseite. Darüber hinaus weisen die Orientierungen der Körner eine Rotation gegenüber jenen in größeren Tiefen auf. Direkt an der Flanschoberseite ist die Walztextur (vgl. Kapitel 4.2.2) um etwa 15° um TD, gegenüber dem äußeren Koordinatensystem, rotiert. Diese Rotation nimmt graduell mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite ab, sodass ab einer Tiefe von etwa $25\ \mu\text{m}$ die Ausrichtung der Textur dem äußeren Koordinatensystem entspricht (siehe Abb. 4.6).

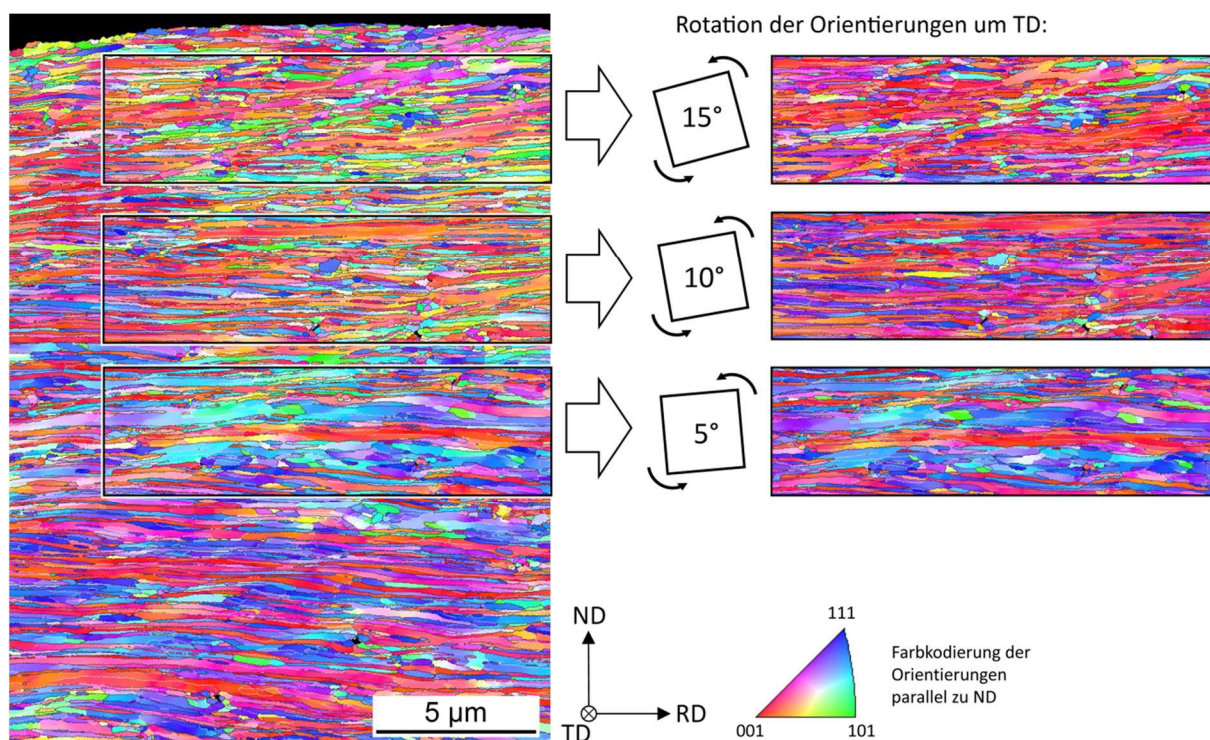


Abb. 4.6: IPF-Darstellung des Gefüges (EBSD-Messung am Querschliff) an der Flanschoberseite eines Spaltprofils aus ZStE340 (links). Durch Rotation der Orientierungen um 15° , 10° und 5° um TD in verschiedenen Tiefen unterhalb der Flanschoberseite lässt sich die, durch Scherung bedingte, Verdrehung der Textur an der Oberfläche aufheben und die Walztextur wieder entsprechend dem äußeren Koordinatensystem ausrichten (rechts)

4.1.3. Gefüge nach Wärmebehandlungen

Wärmebehandlungen zur Steigerung des Umformvermögens durch gezielte Gefügemodifikation wurden an Spaltprofilen aus ZStE340 durchgeführt. Durch den Einsatz von Ofen- Salzbad- und Laser-Wärmebehandlungen konnten neben den Wärmebehandlungstemperaturen auch die Aufheiz- und Abkühlraten variiert werden. Gegenstand der Untersuchungen war insbesondere das Gefüge an der Flanschoberseite (0 - 50 μm). Im Folgenden werden die, mit den unterschiedlichen Wärmebehandlungsmethoden jeweils eingestellten, Gefüge beschrieben.

Ofen-Wärmebehandlungen

Die Langzeit-Wärmebehandlungen bei 350 °C mit 10 h Haltedauer unter Argon-Atmosphäre wurden durchgeführt, um Erholungsprozesse anzuregen und die Dichte an Defekten in Form von Versetzungen und Leerstellen zu reduzieren. Hierbei sollte etwaiges Kornwachstum, insbesondere an der Flanschoberseite, auf ein Minimum beschränkt werden.

Das Pancake-Gefüge weist nach der Wärmebehandlung keine sichtbaren qualitativen Veränderungen auf (siehe Abb. 4.7). Die durchschnittliche Pancakedicke ist an der Flanschoberseite (0 - 15 μm) gegenüber dem unbehandelten Zustand von 115 μm auf 135 μm angestiegen. Eine Quantifizierung der Versetzungsdichten wurde nicht durchgeführt, als komparatives Maß zur Abschätzung des Fortschritts des Erholungsprozesses können jedoch Vickers-Härtewerte herangezogen werden. Die Härte in 25 μm unter der Flanschoberseite ist nach der Wärmebehandlung von 340 HV auf 310 HV gesunken.

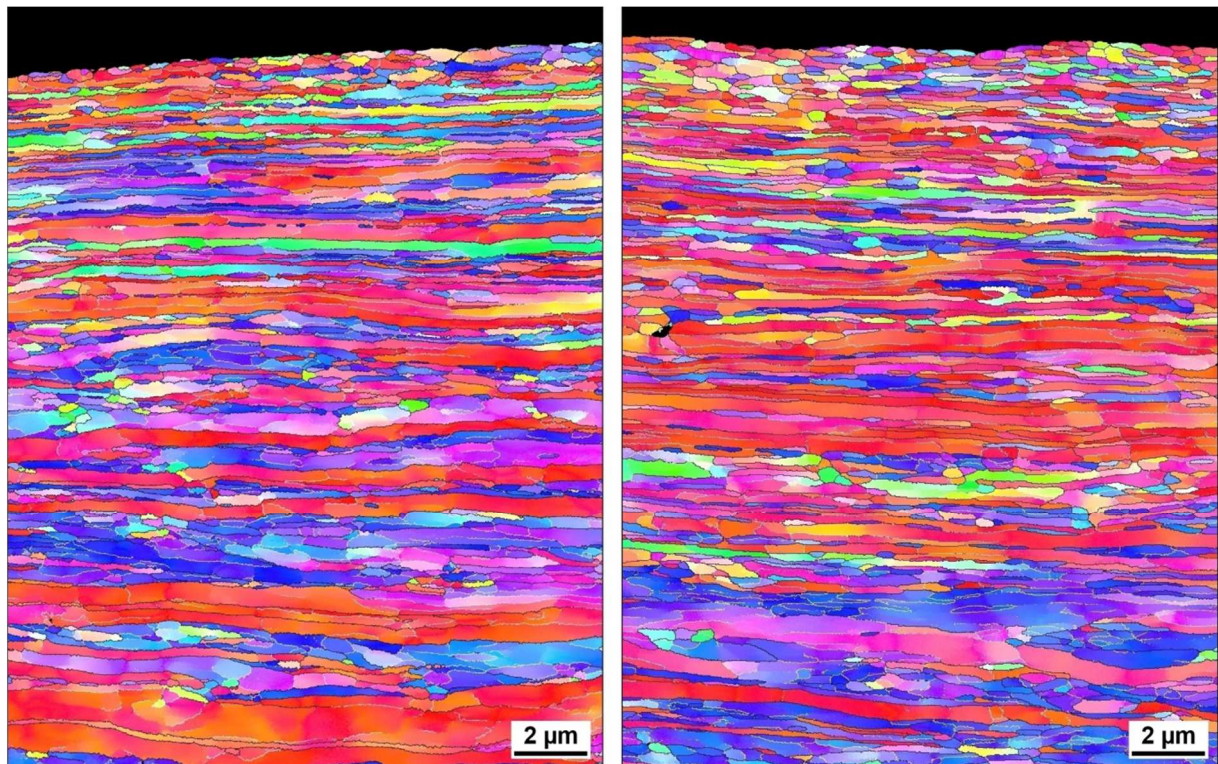
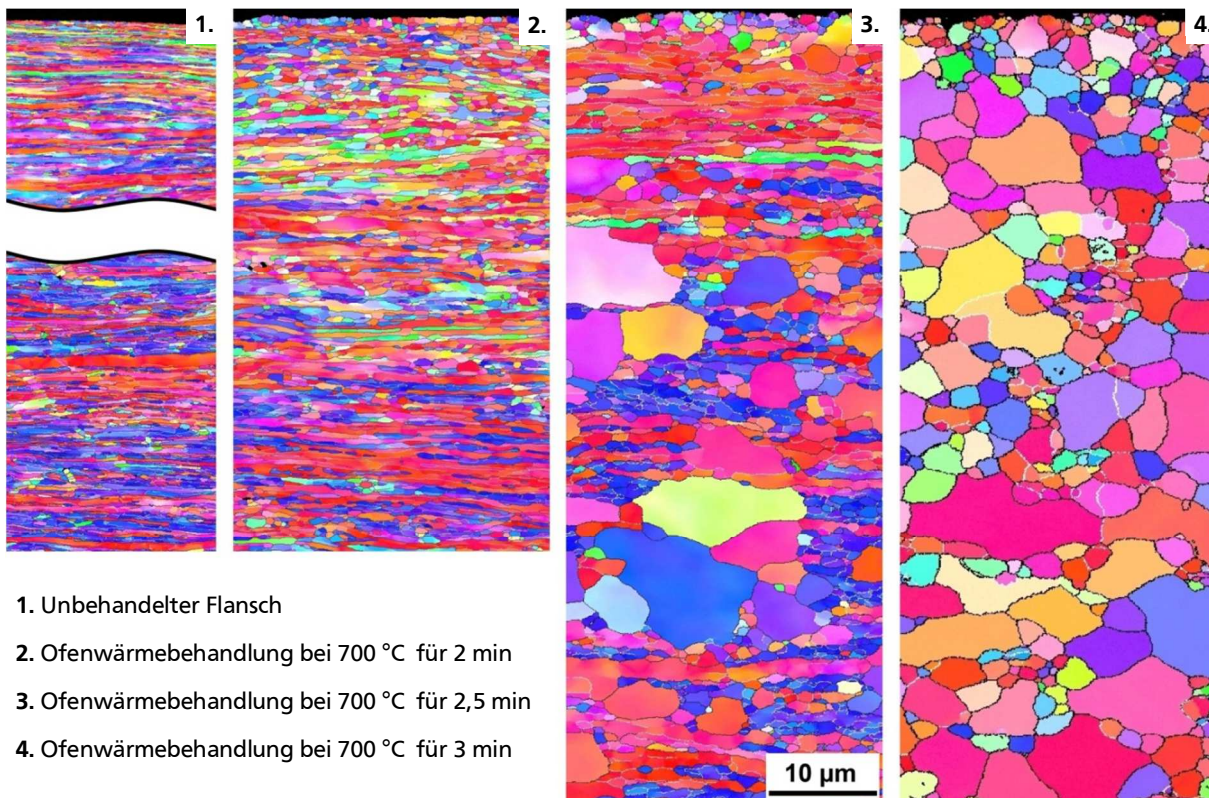


Abb. 4.7: IPF-Darstellungen des Gefüges an der Flanschoberseite von ZStE340-Spaltprofilen im spaltprofilierten Zustand (links) und nach einer Wärmebehandlung bei 350 °C für 10 Stunden (rechts)



1. Unbehandelter Flansch
2. Ofenwärmebehandlung bei 700 °C für 2 min
3. Ofenwärmebehandlung bei 700 °C für 2,5 min
4. Ofenwärmebehandlung bei 700 °C für 3 min

Abb. 4.8: IPF-Darstellungen des Gefüges an der Flanschoberseite von ZStE340-Spaltprofilen nach Ofen-Wärmebehandlungen bei 700 °C für unterschiedliche Behandlungsdauern

Anhand der Kurzzeit-Wärmebehandlungen im Kammerofen bei 700 °C sollte das Verhalten des UFG-Gefüges bei konventionellen Wärmebehandlungen mit geringen Aufheizraten (ca. 5 K/s) untersucht werden. Um Gefügeveränderungen nachzuverfolgen, wurden an Querschliffen von Profilabschnitten nach 2 min, nach 2,5 min und nach 3 min Haltedauer EBSD-Messungen durchgeführt. Nach zwei Minuten bei 700 °C ist bereits messbares Kornwachstum zu verzeichnen. Die mittlere Pancakedicke an der Flanschoberseite ist von 115 nm auf 300 nm angestiegen, während sich der durchschnittliche Kornstreckungsgrad von ca. 7 auf etwa 3,5 reduzierte. Diese deutliche Abnahme in den Kornstreckungsgraden ist zurückzuführen auf die Fraktionierung der Pancakes durch Bildung von Kleinwinkelkorngrenzen. Der GWKG-Anteil reduzierte sich infolge der Wärmebehandlung von ca. 77 % auf 60 %, während der KWKG-Anteil von 15 % auf 24 % angestiegen ist. Nach 2,5 min Haltedauer ist weiteres Kornwachstum festzustellen. Darüber hinaus sind einige abnormal große Körner mit Durchmessern bis 15 µm zu beobachten (siehe Abb. 4.8). Diese sind einzeln oder als Cluster von wenigen Körnern in die Matrix der umgebenden Mikrostruktur eingebettet. Die mittlere Pancakedicke in dieser Matrix ist auf 740 nm angestiegen, was bei dem stark reduzierten Aspektverhältnis einem mittleren äquivalenten Korndurchmesser von 950 nm entspricht. Der HAGB-Anteil in der Matrix ist auf unter 35 % reduziert, wodurch größere Bereiche mit ähnlicher Orientierung entstanden, in denen eine Netzwerkstruktur aus Kleinwinkel- und Subkorngrenzen vorliegt. Nach einer Haltedauer von 3 min ist die ursprüngliche Pancake-Mikrostruktur nahezu vollständig verschwunden. Ihre Reste liegen in Form kleiner globularer Körner zwischen den größeren, abnormal gewachsenen Körnern vor. Es ergibt sich eine bimodale Korngrößenverteilung mit Korngrößen von 1,5 µm für die kleinen Körner und etwa 8 µm für die großen Körner (vgl. Abb. 4.8).

Salzbad-Wärmebehandlungen

Die Kurzzeit-Wärmebehandlungen im Salzbad ermöglichten vergleichsweise hohe Aufheizraten (10^2 K/s) bei akkurater Temperaturkontrolle. Nach 5 Sekunden bei 700 °C ist bereits merkliches Kornwachstum zu beobachten (siehe Abb. 4.9). Die mittlere Pancake-Dicke an der Flanschoberseite ist von 115 nm auf 380 nm angestiegen, bei einem mittleren Kornstreckungsgrad von 4,5. Nach 10 Sekunden Wärmebehandlungsdauer zeigen sich weitere Gefügeveränderungen. An der Flanschoberseite ist eine 15 bis 20 μm dünne Schicht mit gleichachsigen Körnern mit mittleren Durchmessern von etwa 1 μm zu beobachten (siehe Abb. 4.9). Der GWKG-Anteil in dieser Schicht beträgt 86 %. Diese Körner haben nahezu zufällige Orientierungen, sodass die Intensität der ursprünglichen Walztextur in dieser Schicht erheblich reduziert ist (vgl. Kapitel 4.2.3). Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite gleicht die Mikrostruktur zunehmend derer des Ausgangszustandes. Während in 25 bis 50 μm unterhalb der Flanschoberseite noch Kornwachstum, bei einer Abnahme der Aspektverhältnisse auf 3 bis 4, zu verzeichnen ist, kann in 100 μm bis 150 μm kein Einfluss der Wärmebehandlung mehr beobachtet werden.

Um den Einfluss vorangehender Erholungsprozesse auf das Wärmebehandlungsverhalten des UFG-Gefüges bei höheren Temperaturen zu untersuchen, wurde die zuvor bei 350 °C für 10 Stunden wärmebehandelte Probe ebenfalls für 10 Sekunden bei 700 °C im Salzbad wärmebehandelt. Die resultierende Mikrostruktur unterscheidet sich drastisch von derjenigen ohne vorangegangene Erholungsbehandlung (siehe Abb. 4.9). Es ist noch immer eine Pancake-Mikrostruktur mit Kornstreckungsgraden von 4 bis 6 zu beobachten. Die mittlere Pancake-Dicke ist auf etwa 500 nm angestiegen. Auffallend ist das Fehlen von Körnern mit Orientierungen, die weder der α -Faser (rot), noch der γ -Faser (blau) zugeordnet werden

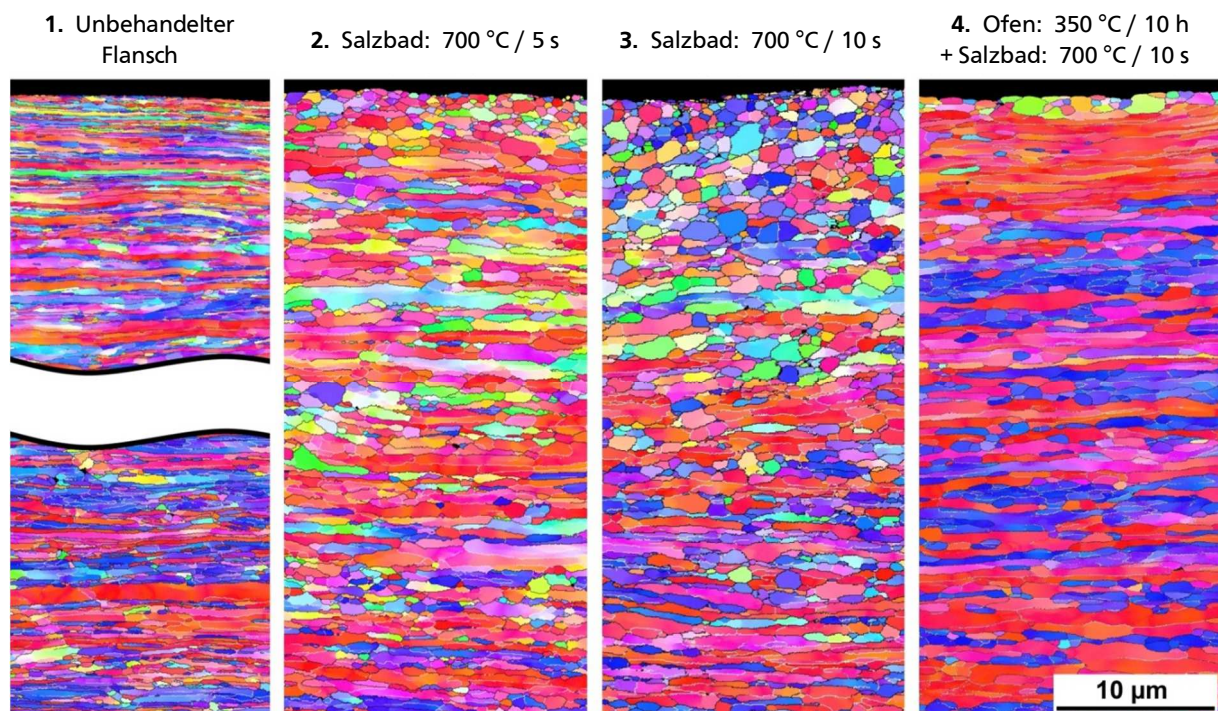


Abb. 4.9: IPF-Darstellungen des Gefüges an der Flanschoberseite von ZStE340-Spaltprofilen nach Salzbad-Wärmebehandlungen bei 700 °C für unterschiedliche Behandlungsdauern (2 und 3) und mit zusätzlicher vorangegangener Ofen-Wärmebehandlung (4)

können. Die Mikrostruktur besteht hauptsächlich aus größeren Bereichen ähnlicher Orientierung, in denen die Körner durch ein Netzwerk aus Kleinwinkelkorngrenzen voneinander getrennt sind. Dies hat eine Reduktion des GWKG-Anteils auf etwa 50 % zur Folge.

Laser-Wärmebehandlungen

Unterschiedliche Temperaturen während der Laser-Wärmebehandlungen wurden durch Variation der Laser-Geschwindigkeit bei konstanter Leistung und Fokusslage realisiert. Aufgrund der sehr kurzen Behandlungsdauern war ein direktes Messen der Temperaturen an den Proben nicht möglich. Um dennoch die Temperaturverteilungen im Bereich der Wärmeeinflusszone abschätzen zu können, wurden die entstandenen Anlassfarben genutzt (siehe Anhang A.4). Unter der Annahme einer gaußförmigen Temperaturverteilung wurden die Temperaturen in der Wärmeeinflusszone mit Hilfe von Fit-Funktionen abgeschätzt. Für die eingesetzten Lasergeschwindigkeiten von 75 mm/s, 70 mm/s und 65 mm/s ergeben sich dadurch Maximaltemperaturen von 540 °C (± 25 °C), 690 °C (± 25 °C) und 890 °C (± 50 °C) im Zentrum der Wärmeeinflusszonen.

Lichtmikroskopisch konnten an den mit 75 mm/s (540 °C) und 70 mm/s (690 °C) wärmebehandelten Proben keine Gefügeveränderungen beobachtet werden. An den mit 65 mm/s (890 °C) wärmebehandelten Proben ist hingegen im Zentrum der Wärmeeinflusszone nahe der Flanschoberseite auch lichtmikroskopisch deutliches Kornwachstum zu erkennen (siehe Abb. 4.10). Darüber hinaus liegen Bereiche mit martensitischer Struktur vor, welche von Höfen kugelförmiger Fe₃C-Ausscheidungen umgeben sind (Abb. 4.10 b). Die Fe₃C-Partikel im ursprünglichen UFG-Gefüge lösten sich somit während der Wärmebehandlung zumindest partiell auf. Aufgrund von Interdiffusion mit Eisen bildeten sich Konzentrationsgradienten um diese Partikel. Dadurch bildete sich während der Abkühlung im Kernbereich Martensit und schieden sich feine kugelförmige Fe₃C-Partikel um diese Martensit-Bereiche herum wieder aus. Dieses Verhalten zeigt, dass die Temperaturen während der Wärmebehandlungen deutlich oberhalb der A₁-Temperatur (723 °C) gelegen haben müssen und bestätigt somit die über die Anlassfarben abgeschätzte Maximaltemperatur von 890 °C.

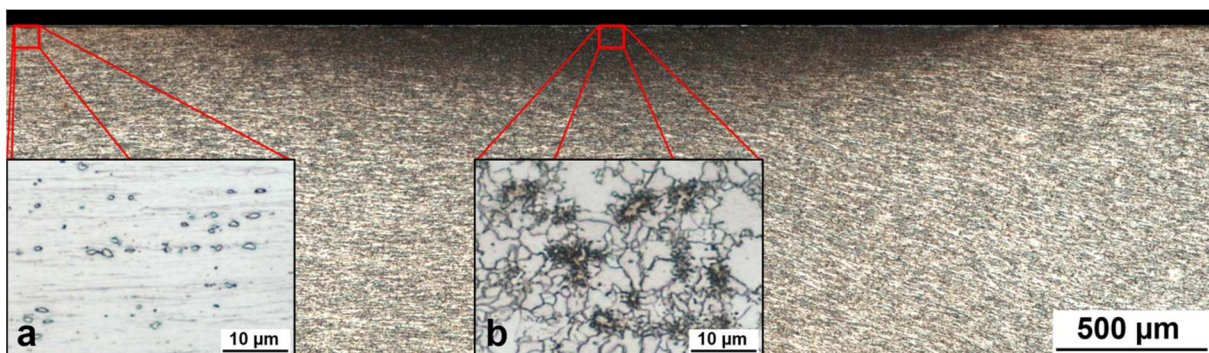


Abb. 4.10: Übersichtsaufnahme und Detailaufnahmen an einem geätzten Querschliff, außerhalb (a) und im Zentrum der Wärmebehandlungszone (b) nach Laser-Wärmebehandlung eines Flansches aus ZStE340 mit einer Lasergeschwindigkeit von 65 mm/s

Die EBSD-Messungen an Querschliffen der Laser-wärmebehandelten Proben zeigen einen deutlichen Einfluss der Prozessparameter und somit der Wärmebehandlungstemperatur auf die sich einstellenden Gefüge (siehe Abb. 4.11). Im Sinne besserer Vergleichbarkeit dieser Gefüge ist es sinnvoll zur Charakterisierung die Grenzflächendichte S_v zu betrachten. Im unbehandelten Zustand nimmt diese mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite kontinuierlich ab, wie es für die vorliegende Gradienten-Mikrostruktur zu erwarten ist. (siehe Abb. 4.12). Die Wärmebehandlung mit 540 °C Spitztemperatur resultiert in moderatem Kornwachstum und Fragmentierung der Pancake-Körner, was zu einer deutlichen Reduktion der Aspektverhältnisse der Körner führt. Dieses Verhalten ist besonders ausgeprägt an der Flanschoberseite zu beobachten. Der Gradient in der Grenzflächendichte ist stark reduziert. Zwischen 100 μm und 150 μm unterhalb der Flanschoberseite nähern sich Korngröße und Kornform graduell den Werten der unbehandelten Mikrostruktur an. Bei den mit einer Spitztemperatur von 690 °C wärmebehandelten Proben ist hinsichtlich der Gefügemorphologie eine deutlichere Separation der obersten Schicht nahe der Flanschoberseite zu beobachten (siehe Abb. 4.11). Innerhalb von etwa 20 μm unterhalb der Flanschoberseite liegen globulare Körner mit einer mittleren Korngröße von etwa 500 nm vor. In darunterliegenden Bereichen liegt kein Gefügegradient mehr vor, sondern eine annähernd homogene Korngröße, was sich in der konstanten Grenzflächendichte widerspiegelt (siehe Abb. 4.12). Die mit einer Spitztemperatur von 890 °C wärmebehandelten Proben zeigen, wie bereits erwähnt, deutliches Kornwachstum. Die mittlere Korngröße der weitestgehend globularen Körner an der Flanschoberseite beträgt etwa 5 μm . Die Grenzflächendichte ist hier entsprechend stark reduziert und nähert sich erst in einem Abstand von 200 bis 250 μm derer des unbehandelten Flansch-Materials an.

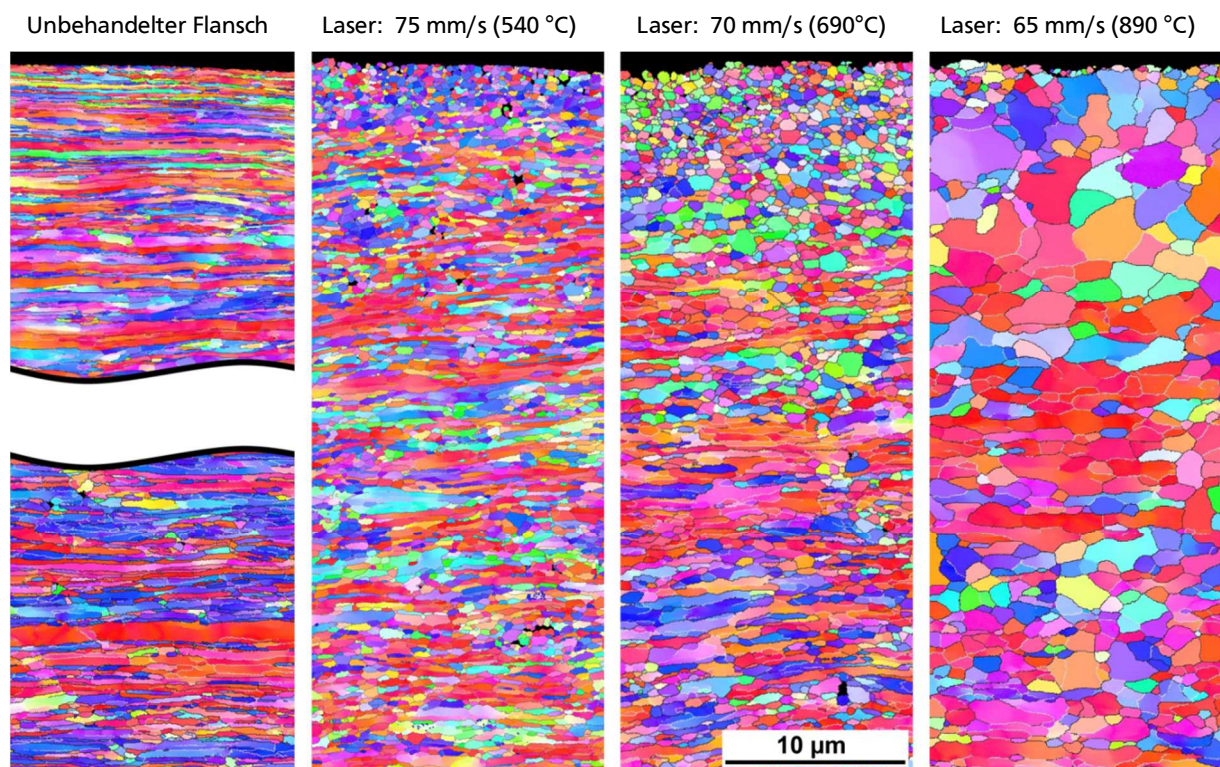


Abb. 4.11: IPF-Darstellungen der Gefüge (Querschliff) an den Flanschoberseiten von Spaltprofilen aus ZStE340 nach Laser-Wärmebehandlungen mit unterschiedlichen Behandlungsparametern

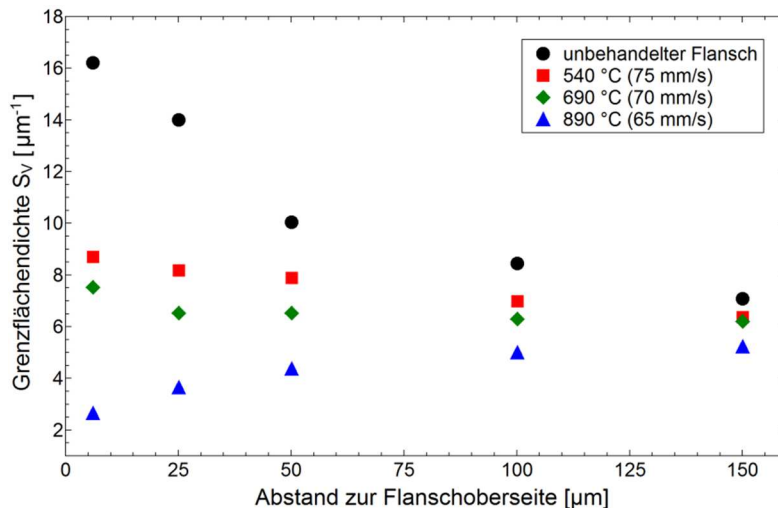


Abb. 4.12: Grenzflächendichte S_V in Abhängigkeit vom Abstand zur Flanschoberseite, im unbehandelten Zustand und nach Laser-Wärmebehandlungen

Fehlorientierungsverteilungen

Im Hinblick auf die grundlegenden Mechanismen, welche zu den beschriebenen Gefügeveränderungen im Zuge der Wärmebehandlungen führten, liefert die Verteilung der Fehlorientierungen zwischen Körnern wichtige Informationen. Diese sind für jeweils zwei Bereiche nahe der Flanschoberseiten von unbehandelten und wärmebehandelten Flanschen in Abb. 4.13 für Fehlorientierungen $>5^\circ$ dargestellt. Die ermittelten (korrelierten) Verteilungen (rot) sind jeweils zusammen mit berechneten (unkorrelierten) Verteilungen (blau) dargestellt, welche einzig auf der vorliegenden Textur basieren.

Im spaltprofilierten Zustand weisen die Fehlorientierungsverteilungen beider Bereiche Maxima zwischen 45° und 60° auf (Abb. 4.13 a, b). Gegenüber den rein texturbasierten Verteilungen sind diese Maxima weniger ausgeprägt und es liegen erheblich mehr

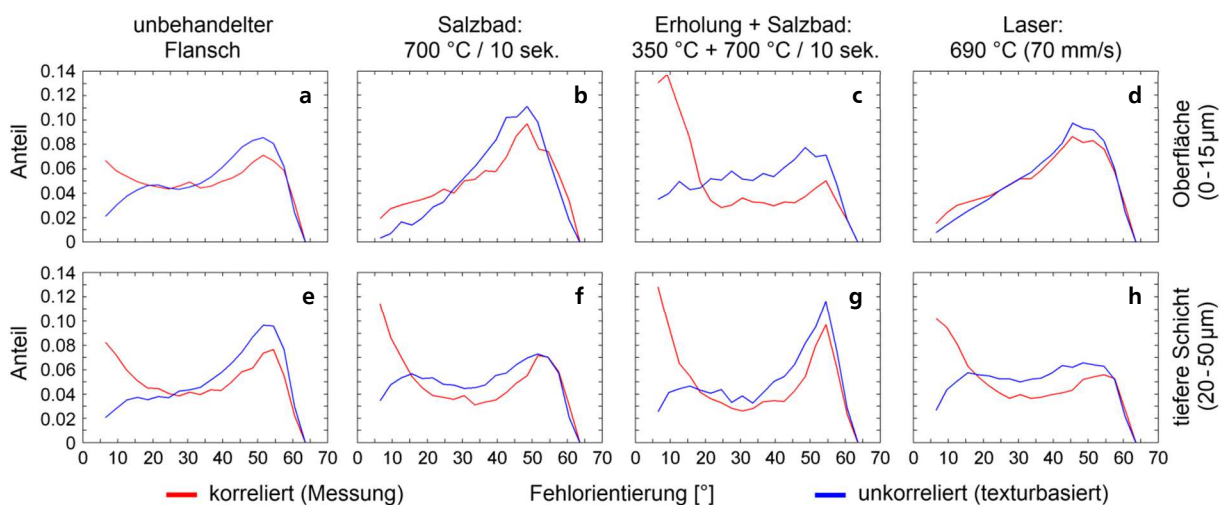


Abb. 4.13: Fehlorientierungsverteilungen der (Sub-)Korngrenzen in zwei Bereichen nahe den Flanschoberseiten verschieden wärmebehandelter Proben

Korngrenzen mit Fehlorientierungen kleiner 20° vor. Diese Unterschiede sind auf die plastische Verformung und der damit einhergehenden Bildung von Subkorn- und Kleinwinkelkorngrenzen zurückzuführen. Die Salzbad-Wärmebehandlungen sowie die Laser-Wärmebehandlungen bei Temperaturen um 700°C führen an der Oberfläche (bis $15\text{ }\mu\text{m}$ Tiefe) zu einer deutlichen Reduktion der Anteile von Kleinwinkelkorngrenzen, während die Maxima der Anteile von Großwinkelkorngrenzen mit Fehlorientierungen zwischen 45° und 60° zunehmen (Abb. 4.13 b, d). Die ermittelten Fehlorientierungsverteilungen nähern sich darüber hinaus den rein texturbasierten Verteilungen an. In größeren Tiefen unterhalb der Flanschoberseiten ($20 - 50\text{ }\mu\text{m}$ Tiefe) ist ein gegensätzliches Verhalten zu beobachten. Hier nehmen die Anteile an Kleinwinkelkorngrenzen zu, während die Anteile an Großwinkelkorngrenzen mit Fehlorientierungen zwischen 45° und 60° abnehmen (Abb. 4.13 f, h). Ein sehr ähnliches Verhalten ist bei der Probe zu beobachten, welche vor der 10-sekündigen Salzbad-Wärmebehandlung einer Erholungsbehandlung bei 350°C unterzogen wurde (Abb. 4.13 c, g). Bei dieser sind auch an der Oberfläche eine deutliche Reduktion der GWKG-Anteile und eine erhebliche Erhöhung der KWKG-Anteile zu verzeichnen. Auffällig ist die Reduktion der GWKG-Anteile mit mittleren Fehlorientierungen zwischen 20° und 45° in beiden Schichten.

4.2. Kristallographische Texturen

Kristallographische Texturen wurden sowohl an den unbehandelten Ausgangszuständen, als auch an Flanschen von Spaltprofilen aufgenommen. Dabei ist zu beachten, dass für die Ausgangsbleche und für Spaltprofile unterschiedliche Koordinatensysteme definiert wurden. Die Koordinatensysteme für die Ausgangsbleche wurden gemäß gängiger Konventionen mit Walz-, Transversal- und Normalenrichtung definiert (siehe Abb. 4.14 links). Der Umformprozess beim Spaltprofilieren ist zumindest an der Flanschoberseite mit klassischen Walzprozessen vergleichbar. Daher wurde auch hier ein Koordinatensystem mit Walz-, Transversal- und Normalenrichtung definiert. Im Unterschied zu klassischen Walzprozessen erfolgt der Materialfluss jedoch senkrecht zur Vorschubrichtung, weshalb das Koordinatensystem um 90° gedreht definiert wurde (siehe Abb. 4.14 rechts)

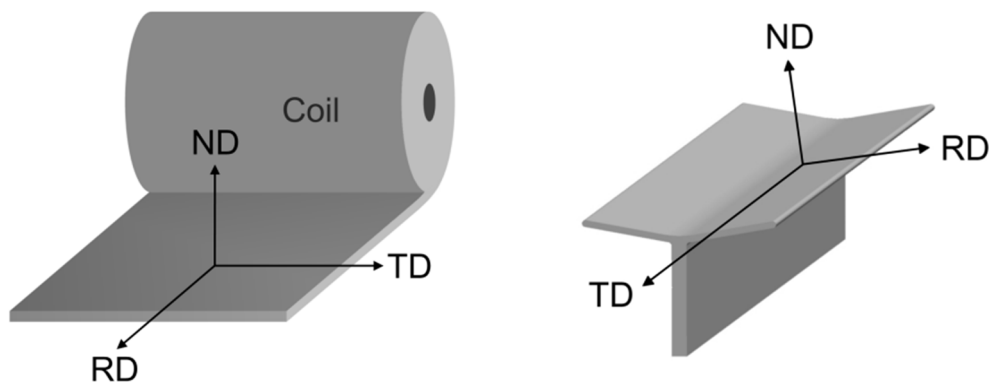


Abb. 4.14: Definition der Koordinatensysteme für die Ausgangsbleche (links) und für Spaltprofile (rechts)

4.2.1. Texturen der Ausgangszustände

Die Ausgangszustände der verwendeten Stahlsorten wurden herstellerseitig zur Gewährleistung der geforderten Dimensionen und mechanischen Eigenschaften kaltgewalzt. Dementsprechend zeigen sich die für krz-Werkstoffe typischen Walztexturen mit partieller α -Faser und γ -Faser (siehe Abb. 4.15). Die Texturen der beiden niedriglegierten Stähle ZStE500 und ZStE340 sind nahezu identisch. Der Stahl ZStE500 weist lediglich eine geringfügig höhere Texturintensität auf, was auf einen höheren Umformgrad durch das Kaltwalzen schließen lässt. Bei der Textur des 1.4016 fällt das Fehlen der gedrehten Würfellage ($\{001\}\langle 110\rangle$) auf. Dem entgegen lassen sich erhöhte Intensitäten bei Scherkomponenten wie der Goss-Lage ($\{110\}\langle 001\rangle$) und Orientierungen um $\{110\}\langle 1\bar{1}3\rangle$ identifizieren. Die Textur des 1.4016 ist darüber hinaus nicht über die Blechdicke homogen, sondern weist insbesondere im Bereich der Oberflächen deutlich erhöhte Intensitäten in diesen Scherkomponenten auf. Bei allen drei Stählen besitzen die $\{112\}\langle 110\rangle$ -äquivalenten Orientierungen die insgesamt größten Intensitäten.



Abb. 4.15: 45° - ϕ_2 -Schnitte der im Eulerraum dargestellten ODFs aus EBSD-Messungen an den Stählen ZStE500, ZStE340 und 1.4016 im Anlieferungszustand

4.2.2. Texturen in Flanschen von Spaltprofilen

Die Ortsabhängigkeit der Texturen in Spaltprofilen entspricht in ihrer qualitativen Ausprägung derer der mechanischen Eigenschaften und Mikrostrukturen. Innerhalb der erzeugten Flansche liegen in Profil-Längsrichtung (TD) einheitliche Texturen vor. Das gleiche gilt für die Walzrichtung (RD). Vom Spaltgrund in Richtung Flanschspitze sind die vorliegenden Texturen weitestgehend konstant, von dem Bereich um die Flanschspitze abgesehen. In Flansch-Dickenrichtung sind jedoch ausgeprägte Texturgradienten zu beobachten. Diese sind auf die unterschiedlichen, beim Spaltprofilieren vorherrschenden Verformungsmodi in der Prozesszone zurückzuführen. An der Flanschoberseite liegen für kubisch raumzentrierte Metalle typische Walztexturen vor. Im Unterschied zu den Walztexturen der Ausgangszustände weisen diese jedoch höhere Texturintensitäten auf. Die Texturen und Texturintensitäten der niedriglegierten Stähle ZStE500 und ZStE340 sind nahezu identisch, während die Texturen des chromlegierten Stahls 1.4016 deutliche Unterschiede aufweisen.

Bei den niedriglegierten Stählen besitzen die gedrehten Würfellagen ($\{001\}\langle 110\rangle$) die größten Intensitäten, im Gegensatz zu den Walztexturen der Ausgangszustände (siehe Abb. 4.16). Darüber hinaus zeigen die $\{111\}\langle 112\rangle$ -Orientierungen erhöhte Intensitäten.

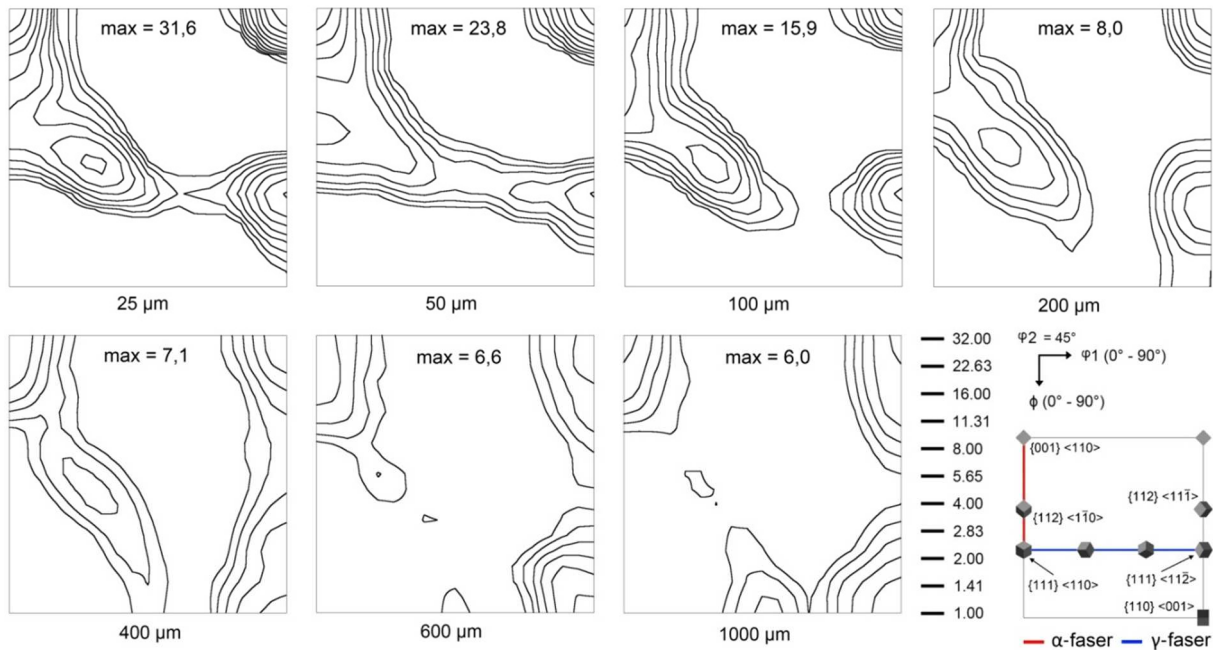


Abb. 4.16: 45°- ϕ_2 -Schnitte der im Eulerraum dargestellten ODFs aus EBSD-Messungen in unterschiedlichen Abständen von der Flanschoberseite von Spaltprofilen aus ZStE500

Die Ausrichtung dieser Walztexturen entspricht direkt an der Flanschoberseite nicht exakt dem definierten Koordinatensystem. Dieser Umstand wurde für den Stahl ZstE340 näher untersucht. An der Oberfläche ist die Textur um etwa 15° um TD gedreht. Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite rotiert die lokale Textur um diese 15°, sodass sich in etwa 25 bis 30 μm Tiefe die Textur- und Flansch-Koordinatensysteme wieder decken. Diese Rotation an der Flanschoberseite ist auf überlagerte Scherprozesse aufgrund von Reibung mit der Spaltwalze zurückzuführen. Mit weiter zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite nehmen die Texturintensitäten sukzessive ab. Während einzelne Texturkomponenten an den Flanschoberseiten Intensitäten von bis zu dem 30-fachen einer zufälligen (texturlosen) Orientierungsverteilung aufweisen, sind die maximalen Intensitäten an den Flanschunterseiten auf das 6-fache einer zufälligen Orientierungsverteilung reduziert. Weiter verschwinden zwischen 100 und 200 μm Tiefe die $\{111\}\langle 110 \rangle$ -Komponenten der α - und γ -Faser. Mit weiter zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite verschwindet die γ -Faser vollständig und die α -Faser wird auf die gedrehte Würfellage reduziert. Demgegenüber tauchen mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite Scherkomponenten wie die Goss-Lage ($\{110\}\langle 001 \rangle$) auf.

Die Texturen des Stahls 1.4016 weisen an der Flanschoberseite große Ähnlichkeiten mit den Texturen der beiden niedriglegierten Stähle auf. Auch hier liegen Walztexturen mit partieller α -Faser und γ -Faser vor, jedoch mit geringeren Texturintensitäten (siehe Abb. 4.17). Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite nehmen auch beim 1.4016 die Texturintensitäten ab. Ebenso verschwindet die γ -Faser, während die α -Faser auf die gedrehte Würfellage reduziert wird und erhöhte Intensitäten in der Goss-Lage auftauchen. Anders als bei den niedriglegierten Stählen lassen sich bereits in 100 μm unterhalb der Flanschoberseite erhöhte Intensitäten bei Orientierungen um $\{001\}\langle 010 \rangle$ ausmachen. Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite kommen weitere Orientierungen mit $\{001\} \parallel \text{ND}$ hinzu, sodass sich eine neue, wenn auch schwache Textur-Faser ergibt.

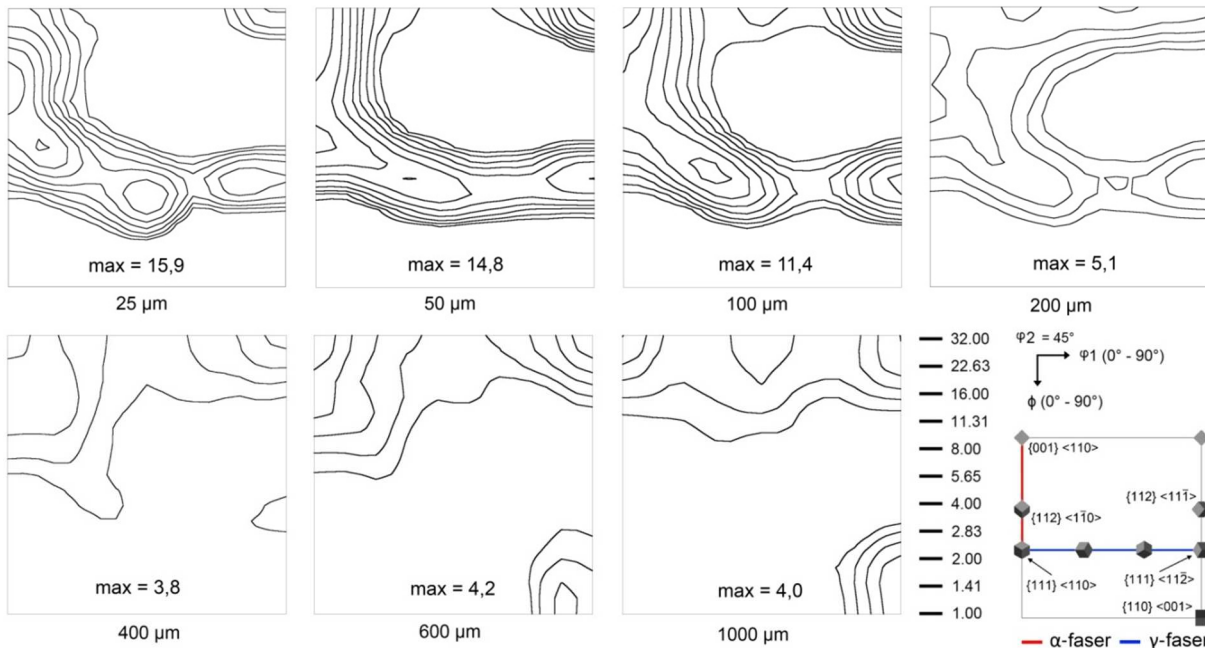


Abb. 4.17: 45° - ϕ_2 -Schnitte der im Eulerraum dargestellten ODFs aus EBSD-Messungen in unterschiedlichen Abständen von der Flanschoberseite von Spaltprofilen aus 1.4016

4.2.3. Texturen nach Wärmebehandlungen

Der Einfluss von Wärmebehandlungen auf die Textur an der Flanschoberseite wurde an Spaltprofilen aus ZStE340 untersucht. Diese Untersuchungen wurden durchgeführt um weitere Erkenntnisse bezüglich der zugrundeliegenden Mechanismen zu erhalten, welche zu den in Kapitel 4.1.2 beschriebenen Gefügen führten. Im Folgenden werden die Texturen beschrieben, die sich infolge der Ofen-, Salzbad- und Laser-Wärmebehandlungen an der Flanschoberseite (0 - 50 μm) ergaben.

Ofen-Wärmebehandlungen

Die Langzeit-Wärmebehandlungen bei 350 $^\circ\text{C}$ für 10 Stunden, welche der Reduktion der in gespeicherten Energie (Versetzungsdichte) dienten, sollten keinen signifikanten Einfluss auf das Gefüge und die Textur haben. Im unbehandelten Zustand liegen die bereits beschriebenen Walztexturen mit α -Faser und γ -Faser vor. Auffällig ist die erheblich geringere Intensität der γ -Faser direkt an der Flanschoberseite (0 - 15 μm), im Vergleich zu tiefergelegenen Schichten (20 - 50 μm) (siehe Abb. 4.18). Nach der Langzeit-Wärmebehandlung sind sowohl direkt an der Oberfläche, als auch in der darunterliegenden Schicht keine signifikanten qualitativen Unterschiede erkennbar. Lediglich die Texturintensität ist in beiden Schichten um wenige Prozent gesunken.

Im Fall der Kurzzeit-Wärmebehandlungen bei 700 $^\circ\text{C}$ ist eine Differenzierung in eine oberflächennahe Schicht und eine darunterliegende Schicht aufgrund des auftretenden abnormalen Kornwachstums nicht zweckmäßig. Vielmehr ist hier eine Differenzierung zwischen den abnormal gewachsenen großen Körnern und den kleinen Körnern der Matrix sinnvoll. Nach 2 Minuten Behandlungsdauer liegt weiterhin eine Walztextur vor (siehe Abb. 4.19). Abnormales Kornwachstum trat bei dieser Behandlung noch nicht auf.

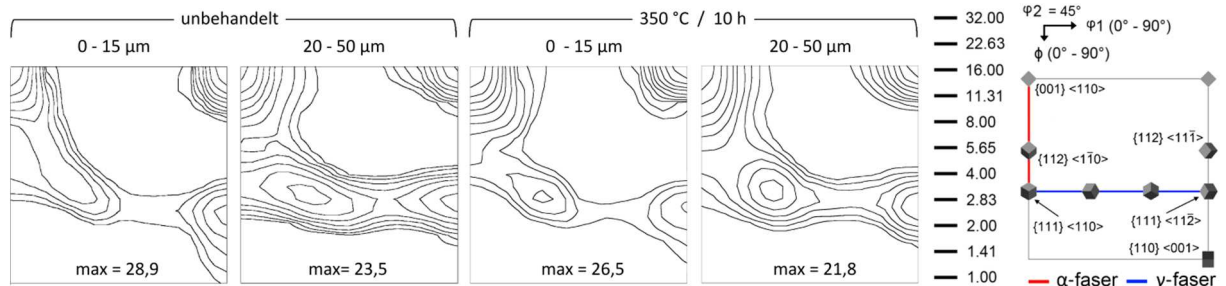


Abb. 4.18: 45°- ϕ_2 -Schnitte der im Eulerraum dargestellten ODFs aus EBSD-Messungen an bei 350 °C Ofen-wärmebehandelten Flanschen aus ZStE340

Die Texturintensität, insbesondere die Intensität der gedrehten Würfellage, hat jedoch zugenommen. Nach 2,5 Minuten trat erstes abnormales Kornwachstum auf. Die geringe Anzahl der abnormal gewachsenen Körner innerhalb des Messfeldes ließ allerdings keine aussagekräftige Texturanalyse zu. Innerhalb der Matrix ist eine erhebliche Steigerung der Texturintensität bei gleichzeitigem Erhalt der Walztextur zu verzeichnen. Die Intensität, insbesondere der gedrehten Würfellage, hat sich gegenüber dem unbehandelten Ausgangszustand verdoppelt. Nach 3 Minuten Wärmebehandlung bei 700 °C konnte eine statistisch gesicherte, differenzierte Auswertung der Matrix (kleine Körner) und der abnormal gewachsenen großen Körnern durchgeführt werden. Innerhalb der Matrix ist weiterhin eine Walztextur erkennbar, wenngleich die Intensität dieser erheblich abgenommen hat. Die abnormal gewachsenen Körner besitzen überwiegend randomisierte Orientierungen. Die gedrehte Würfellage und insbesondere Orientierungen um $\{114\}\langle 48\bar{1}\rangle$ weisen dennoch größere Häufigkeiten auf.

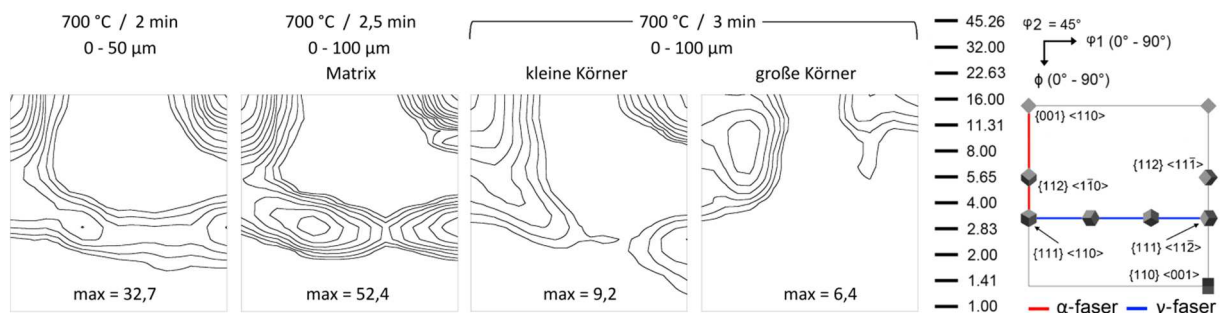


Abb. 4.19: 45°- ϕ_2 -Schnitte der im Eulerraum dargestellten ODFs aus EBSD-Messungen an bei 700 °C Ofen-wärmebehandelten Proben

Salzbad-Wärmebehandlungen

Die Kurzzeit-Wärmebehandlungen bei 700 °C im Salzbad resultierten in stark unterschiedlichen Texturveränderungen, abhängig von der Behandlungsdauer und dem Abstand zur Flanschoberseite (siehe Abb. 4.20). Gegenüber dem unbehandelten Zustand sorgt eine Wärmebehandlung für 5 Sekunden lediglich für eine geringfügige Abnahme der Intensität der gedrehten Würfellage an der Flanschoberseite (0 - 15 μm). In tieferen Schichten (20 - 50 μm) sind keine signifikanten qualitativen oder quantitativen Veränderungen erkennbar. Nach 10 Sekunden Behandlungsdauer kommt es an der Flanschoberseite zu einer

deutlichen Randomisierung der Orientierungen. Die Intensitäten, vor allem der gedrehten Würfellage, sind vom 30-fachen einer zufälligen Orientierungsverteilung im unbehandelten Zustand um über 80 % auf etwa das 5-fache einer zufälligen Orientierungsverteilung reduziert. In tiefer gelegenen Schichten ist dieser Effekt nicht zu beobachten. Im Gegenteil kann hier eine leichte Steigerung der Texturintensität identifiziert werden. Wird der Salzbad-Wärmebehandlung eine Erholungsbehandlung vorangestellt, so kommt es nicht zu der Randomisierung der Textur an der Flanschoberseite. Vielmehr nimmt die Texturintensität stark zu. Sowohl direkt an der Oberfläche, als auch in der darunterliegenden Schicht kommt es zu einer Verdopplung der Intensitäten, insbesondere der gedrehten Würfellage.

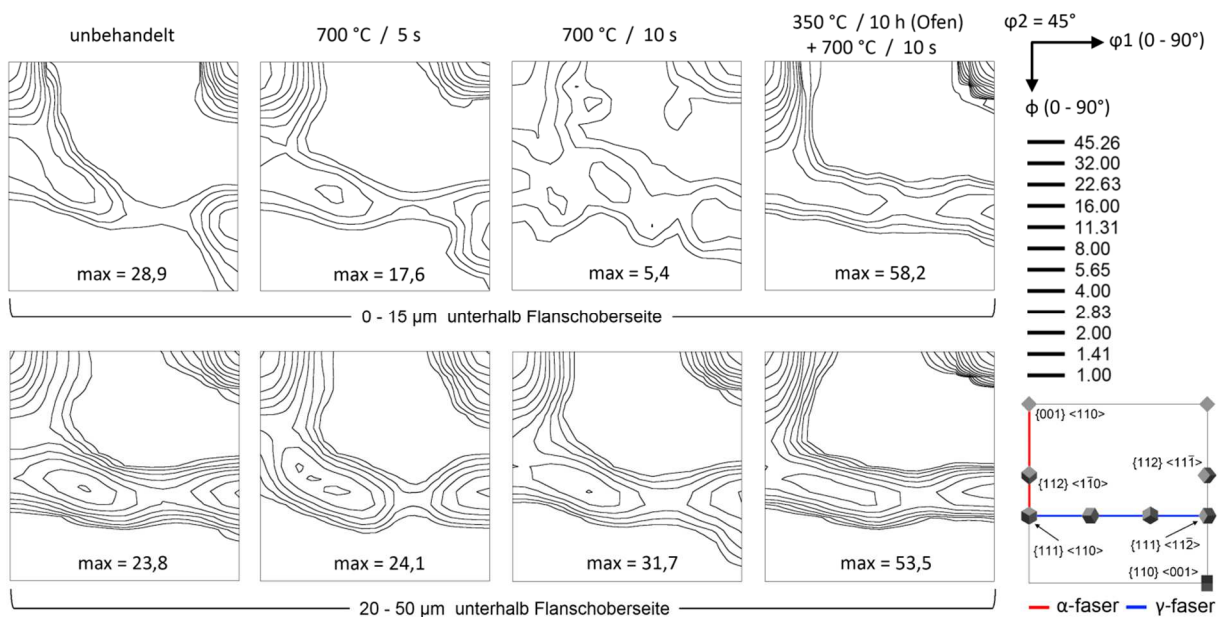


Abb. 4.20: 45°-φ₂-Schnitte der im Eulerraum dargestellten ODFs aus jeweils zwei Bereichen nahe der Flanschoberseite von bei 700 °C im Salzbad wärmebehandelten Proben

Laser-Wärmebehandlungen

Die Kurzzeit Laser-Wärmebehandlungen mit Geschwindigkeiten von 75 mm/s, 70 mm/s und 65 mm/s und entsprechenden Spitzentemperaturen von 540 °C, 690 °C und 890 °C resultierten in stark unterschiedlichen Texturänderungen. Die Wärmebehandlung mit 540 °C Spitzentemperatur führte hauptsächlich zu einer Reduktion der Intensität der γ-Faser und an der Oberfläche (0 - 15 μm), in geringem Maße auch der α-Faser (siehe Abb. 4.21). Die Laser-Wärmebehandlung mit 690 °C Spitzentemperatur hatte deutlichere Texturveränderungen zur Folge. An der Oberfläche ist eine Randomisierung der Orientierungen zu beobachten. Die maximalen Intensitäten sind hier vom annähernd 30-fachen einer zufälligen Orientierungsverteilung auf das 3-fache einer zufälligen Orientierungsverteilung reduziert. Auffällig ist die überproportionale Reduktion der Intensität der gedrehten Würfellage im Vergleich zur Intensität der γ-Faser. In der darunterliegenden Schicht (20 - 50 μm) ist die Randomisierung nicht zu beobachten, analog zu der Salzbadwärmebehandlung für 10 Sekunden bei 700 °C. Während der γ-Faser eine Intensitätsreduktion widerfährt, steigt hier die Intensität der gedrehten Würfellage um etwa 50 %. Bei einer Spitzentemperatur von

890 °C kommt es an der Oberfläche ebenfalls zu einer Randomisierung der Textur. Aufgrund des starken Kornwachstums lag die Anzahl der Körner in der zugehörigen EBSD-Messung allerdings deutlich unter 1000. Daher kann diese Texturauswertung nicht als statistisch gesichert betrachtet werden. In der tieferliegenden Schicht (20 - 50 μm) ist die Anzahl der Körner dagegen ausreichend für eine aussagekräftige Texturauswertung. Hier kommt es wie bei den anderen Wärmebehandlungen zu einer Reduktion der Intensität der γ -Faser bei gleichzeitiger Steigerung der Intensität der gedrehten Würfellage.

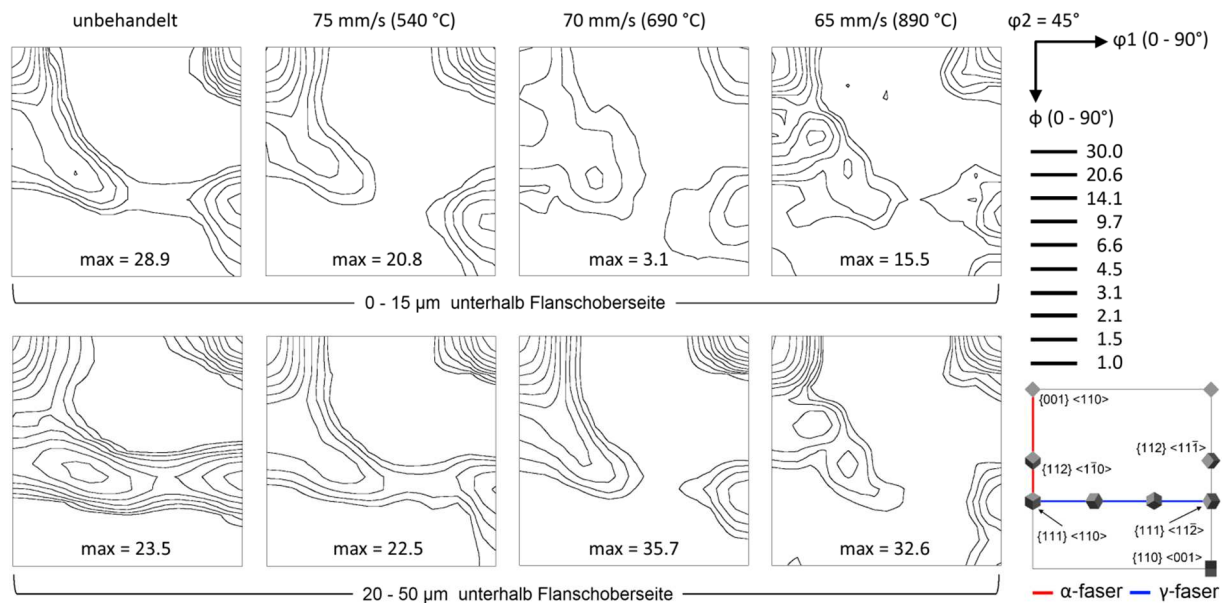


Abb. 4.21: 45° - ϕ_2 -Schnitte der im Eulerraum dargestellten ODFs aus jeweils zwei Bereichen nahe der Flanschoberseite von mit verschiedenen Parametern Laser-wärmebehandelten Proben

4.3. Mechanische Eigenschaften

Mechanische Eigenschaften von Spaltprofilen aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 wurden durch Härtemessungen, Zugversuche und Biegeversuche untersucht. Darüber hinaus dienten, auf EBSD-Messungen basierende, Berechnungen der Abschätzung elastischer und plastischer Anisotropie. Nicht alle Untersuchungen wurden für alle drei Stähle durchgeführt. Der Großteil der Untersuchungen erfolgte an Spaltprofilen aus ZStE340. Im Folgenden werden die Ergebnisse der Untersuchungen dargestellt.

4.3.1. Härte

Die charakteristischen Härteverläufe in Spaltprofilen waren bereits Gegenstand zahlreicher Untersuchungen im Rahmen früherer Arbeiten [BOH10, BRU11, KAU13]. Die entstehenden Härteverläufe in Spaltprofilen aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 werden dort umfassend beschrieben. Aufgrund dessen erfolgten im Rahmen dieser Arbeit keine detaillierten Untersuchungen aller Aspekte dieser Verläufe. Vielmehr dienen die Härtemessungen der Ermittlung lokaler Streckgrenzen (0,2 %-Dehngrenzen) in Flanschen von Spaltprofilen, sowie der Untersuchung der Wärmeeinflusszonen von Laser-Wärmebehandlungen an Spaltprofilen.

Zusammenhang zwischen Härte und Streckgrenze

Durch Auftragung der im Zugversuch lokal in den Zugproben auftretenden Spannung über die, an denselben Stellen, gemessenen Härten, konnten empirische lineare Zusammenhänge zwischen Härte und Streckgrenze ermittelt werden (siehe Anhang A.1). Die berechneten lokalen wahren Spannungen entsprechen dabei eher den 0,2 %-Dehngrenzen ($R_{p0,2}$), als den tatsächlichen Streckgrenzen. Entsprechend Gleichung 4.1 ergeben sich für jeden Stahl zwei Faktoren a und b, die den Zusammenhang zwischen Vickers-Härte und 0,2 %-Dehngrenze beschreiben. Diese Faktoren sind in Tabelle 4.1 zusammengefasst.

$$R_{p0,2} = a \cdot HV + b \quad (\text{Gleichung 4.1})$$

Tabelle 4.1: Faktoren a und b für ZStE500, ZStE340 und 1.4016

	Faktor a	Faktor b
ZStE500	3,18	-175
ZStE340	3,26	-167
1.4016	3,24	-209

Härteverläufe in Flanschen von Spaltprofilen

Die Härteverläufe in Dickenrichtung der Flansche aller drei untersuchten Stähle weisen große Ähnlichkeit auf (siehe Abb. 4.22). Die Härte nimmt jeweils, ausgehend von der Flanschoberseite, kontinuierlich und degressiv ab, wobei innerhalb von 200 μm unterhalb der Flanschoberseite der stärkste Härteabfall zu verzeichnen ist. In Flanschen aus ZStE500 beträgt der Unterschied in der Härte zwischen Flanschoberseite und Flanschunterseite etwa 95 HV, was einer um etwa 25 % geringeren Härte an der Flanschunterseite, ausgehend von 385 HV in 25 μm Tiefe, entspricht. Die Verfestigung an der Flanschoberseite (25 μm Tiefe) beträgt etwa 70 % gegenüber dem Ausgangsblech mit einer Grundhärte von 230 HV. Die Vickers-Härte von 385 HV entspricht für Spaltprofile aus ZStE500 gemäß oben genanntem Zusammenhang näherungsweise einer 0,2 %-Dehngrenze von 1050 MPa. Der Unterschied in der Härte

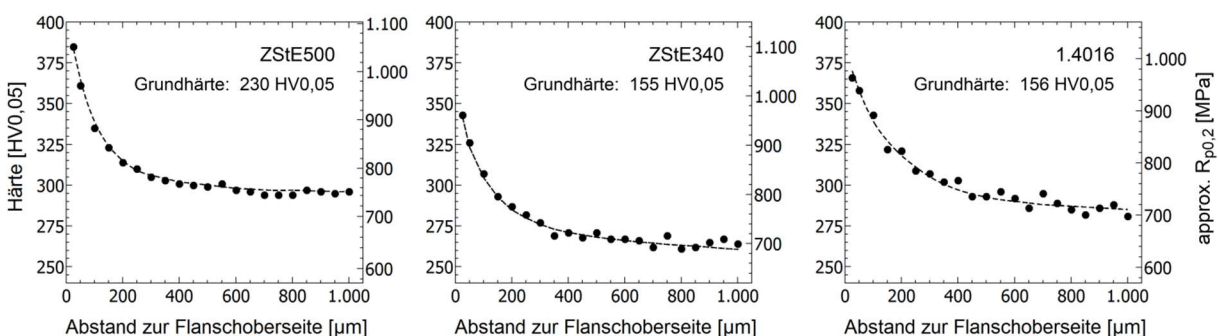


Abb. 4.22: Härtegradienten senkrecht zur Flanschoberseite in Spaltprofilen aus ZStE500 (links), aus ZStE340 (Mitte) und aus 1.4016 (rechts)

zwischen Flanschoberseite und Flanschunterseite ist bei Spaltprofilen aus ZStE340 mit ca. 23 % etwas geringer. Demgegenüber ist die generelle Verfestigung wesentlich größer. An der Flanschoberseite erreicht die Härte 342 HV, was einer Steigerung um 120 % gegenüber der Grundhärte von 155 HV des ZStE340-Ausgangsblechs entspricht. In Spaltprofilen aus 1.4016 ist der Härtegradient innerhalb von $200\text{ }\mu\text{m}$ unterhalb der Flanschoberseite weniger steil. Der Unterschied zwischen Flanschoberseite und Flanschunterseite beträgt hier dennoch annähernd 26 %, ausgehend von 370 HV in $25\text{ }\mu\text{m}$ Tiefe. Die Härtesteigerung an der Flanschoberseite gegenüber der Grundhärte des 1.4016-Ausgangsblechs von 156 HV ist mit 130 % von allen drei untersuchten Stählen am größten. Sowohl für den ZStE340, als auch für den 1.4016 ergibt sich eine abgeschätzte 0,2 %-Dehngrenze von 960 MPa an der Flanschoberseite.

Härte nach Laser-Wärmebehandlungen von Flanschen

Anhand von Härteverläufen in Laser-wärmebehandelten Flanschen lässt sich eine Aussage über die laterale Ausdehnung und die Tiefe der Wärmeeinflusszonen machen. Bei Wärmebehandlungen mit einer Lasergeschwindigkeit von 75 mm/s und einer Spitzentemperatur von $540\text{ }^{\circ}\text{C}$ im Zentrum der Wärmeeinflusszone ist an der Oberfläche lateral ein Einfluss auf die Härte bis zu einem Abstand von $1,5\text{ mm}$ vom Zentrum der Wärmeeinflusszone messbar (siehe Abb. 4.23). In Flansch-Dickenrichtung lässt sich ein Einfluss auf die Härte bis zu einem Abstand von $150\text{ }\mu\text{m}$ bis $200\text{ }\mu\text{m}$ von der Flanschoberseite identifizieren, wobei ein stark abgeschwächter Härtegradient mit abnehmenden Härtewerten bei zunehmendem Abstand zu Flanschoberseite weiter besteht (siehe Abb. 4.24). An der Oberfläche beträgt die Härteabnahme, im Zentrum der Wärmeeinflusszone, etwa 20 %.

Bei einer verringerten Lasergeschwindigkeit von 70 mm/s und dementsprechend erhöhten Temperaturen von bis zu $690\text{ }^{\circ}\text{C}$ verbreitert sich die laterale Ausdehnung der Wärmeeinflusszone auf 4 mm . In diesem Fall liegt die Härte, im Zentrum der Wärmeeinflusszone, über die gesamte Flanschdicke auf einem nahezu konstanten Niveau von etwa 255 HV (siehe Abb. 4.24). Bei einer noch geringeren Lasergeschwindigkeit von 65 mm/s werden im Zentrum der Wärmeeinflusszone Temperaturen von bis zu $890\text{ }^{\circ}\text{C}$ erreicht. Dementsprechend ist auch die Härteabnahme an der Flanschoberseite mit über 33 % deutlich größer. Die laterale Ausdehnung der Wärmeeinflusszone erreicht hier bis zu 5 mm . Im Gegensatz zu dem Verlauf

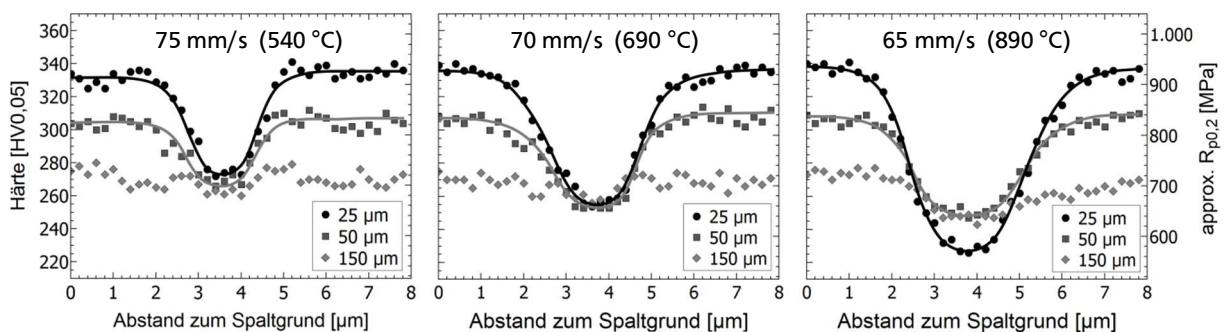


Abb. 4.23: An Querschliffen von Flanschen aus ZStE340 über die Wärmeeinflusszonen und in unterschiedlichen Abständen zur Flanschoberseite gemessene Härteverläufe nach Laser-Wärmebehandlungen

im unbehandelten Flansch nimmt hier die Härte in Flansch-Dickenrichtung mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite zu. Dabei ist die Härte an der Flanschoberseite (bis 100 μm Tiefe) auf Werte unter dem Härteniveau der Flanschunterseite (~ 255 HV) reduziert. Erst ab einer Tiefe von 400 μm ist kein Einfluss der Wärmebehandlung auf die Härte mehr zu erkennen.

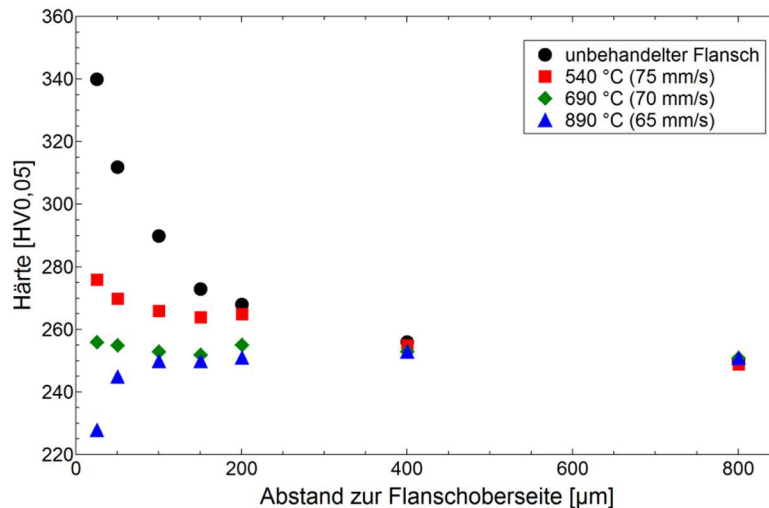


Abb. 4.24: Härtegradienten senkrecht zur Flanschoberseite in Laser-wärmebehandelten Spaltprofilen aus ZStE340

4.3.2. Zugversuche

Stähle im Anlieferungszustand

Die Zugversuche an Ausgangsblechen der Stähle ZStE500, ZStE340 und 1.4016 dienten primär der Gewinnung von Fließkurven. Für alle drei Stähle wurden den gemessenen Fließkurven unter Verwendung der Ludwik-Gleichung (Gleichung 4.2) approximierte Fließkurven angepasst, welche zu beliebigen Umformgraden extrapoliert werden können (siehe Abb. 4.25 rechts). Auf Grundlage dieser Fließkurven wurden für die Eigenspannungsermittlung mit dem Bohrloch-Verfahren lokale Fließkurven, entsprechend den approximierten lokalen 0,2 %-Dehngrenzen generiert, welche in die Bohrloch-FE-Modellen implementiert wurden (vgl. Kapitel 3.5.5, und A.3).

$$\sigma_w = K \cdot \varphi^n \quad (\text{Gleichung 4.2})$$

Die drei Stähle unterscheiden sich deutlich hinsichtlich Streckgrenze, Verfestigungsvermögen und Bruchdehnung (siehe Abb. 4.25 links, Tabelle 4.2). Die Spannungs-Dehnungs-Diagramme unterscheiden sich ebenfalls qualitativ mit Beginn der Einschnürung, da für den ZStE500 Proben mit Geometrie 4, mit einem Messbereich von 70 mm x 12,5 mm, verwendet wurden, während die Zugversuche am ZStE340 und am 1.4016 mit Proben der Geometrie 3, mit einem Messbereich von 15 mm x 4 mm, durchgeführt wurden. Dieser Umstand hat jedoch auf die ermittelten Kennwerte und Fließkurven keinen Einfluss. Der ZStE500 besitzt im Anlieferungszustand eine Streckgrenze R_e von 610 MPa aber nur ein geringes Verfestigungs-

vermögen, was sich in einer nur geringfügig höheren Zugfestigkeit von 680 MPa und einer vergleichsweise geringen Gleichmaßdehnung äußert. Dies zeigt, dass der Stahl herstellerseitig bereits deutliche Kaltverfestigung durch Kaltwalzen erfahren hat. Sowohl der ZStE340, als auch der 1.4016 besitzen Streckgrenzen von knapp unter 300 MPa. Beide Stähle weisen deutlich größeres Verfestigungsvermögen auf, wobei für den 1.4016 mit 0,168 der größte Verfestigungsexponent ermittelt wurde. Die Gleichmaßdehnungen sind mit 18 bzw. 22 % ebenfalls wesentlich größer als die des ZStE500.

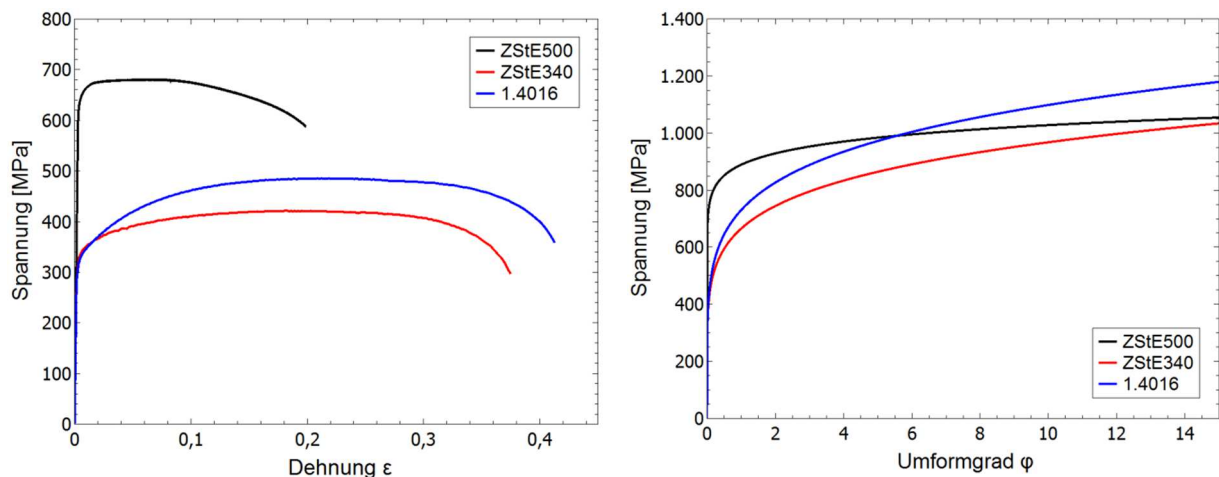


Abb. 4.25: Technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme (links) und extrapolierte Fließkurven (rechts) der untersuchten Stähle im Anlieferungszustand

Tabelle 4.2: Aus Zugversuchen erhaltene mechanische Kennwerte der Stähle im Anlieferungszustand

	Streckgrenze R_e [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Gleichmaß- dehnung A_g [%]	Konstante K [MPa]	Verfestigungs- exponent n
ZStE500	610	680	7	902	0,068
ZStE340	290	420	18	645	0,145
1.4016	280	485	22	786	0,168

Flansche von Spaltprofilen aus ZStE500

Die Zugversuche an Spaltprofilen aus ZStE500 dienten der Untersuchung plastischer Anisotropie in den erzeugten Flanschen. Die in RD, TD und unter 45° zwischen RD und TD aus den Flanschen herauspräparierten Zugproben, mit jeweils einer Dicke von 130 μm , deckten den Bereich zwischen 90 und 220 μm unterhalb der Flanschoberseite ab. Die technischen Spannungs-Dehnungs-Diagramme zeigen, dass in allen Richtungen eine Zugfestigkeit von etwa 1050 MPa erreicht wird (siehe Abb. 4.26). Die 45°-Richtung zeigt mit über 2 % die größte Gleichmaßdehnung, während in RD und TD lediglich etwa 1 % Gleichmaßdehnung erreicht werden. Die richtungsabhängige Streckgrenze sowie das Verfestigungsverhalten werden in Kapitel 4.3.6 näher betrachtet.

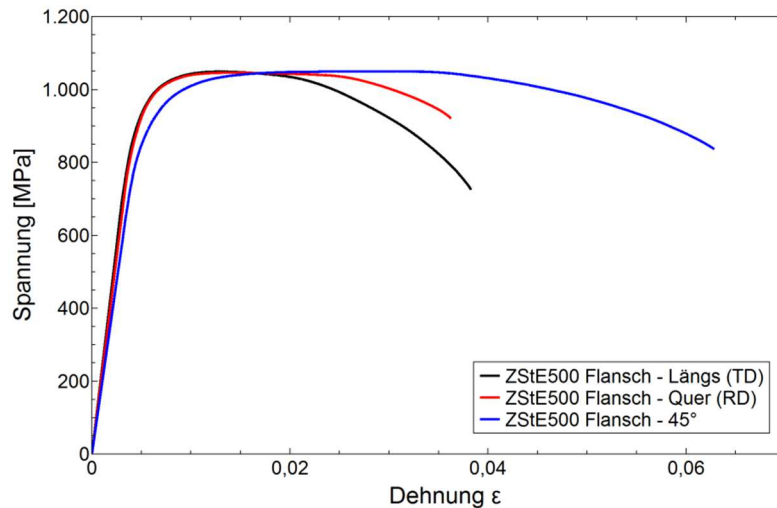


Abb. 4.26: Technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme von Flansch-Zugproben aus ZStE500, mit Zugrichtung in TD, RD und unter 45 Grad zwischen TD und RD

Wärmebehandelte Flansche von Spaltprofilen aus ZStE340

Die Zugversuche an wärmebehandelten Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE340 dienen der Untersuchung des Einflusses der Gefügeänderungen infolge von Wärmebehandlungen auf die mechanischen Eigenschaften des Materials an der Flanschoberseite. Die Zugproben enthielten daher nur die obersten 200 μm unterhalb der Flanschoberseite.

Das unbehandelte Flansch-Material weist eine 0,2 %-Dehngrenze von etwa 910 MPa auf (siehe Abb. 4.27 und Tabelle 4.3), ein Wert der sich gut mit der über Härtemessungen abgeschätzten mittleren 0,2 %-Dehngrenze innerhalb des vorhandenen Gradienten deckt. Die Zugfestigkeit liegt bei 1040 MPa, die Gleichmaßdehnung jedoch bei lediglich 1 %. Die Gleichmaßdehnung ist allerdings im Falle des Walzprofilierens, welches als nachträgliches Umformverfahren für Spaltprofile am ehesten infrage kommt, nicht der aussagekräftigste

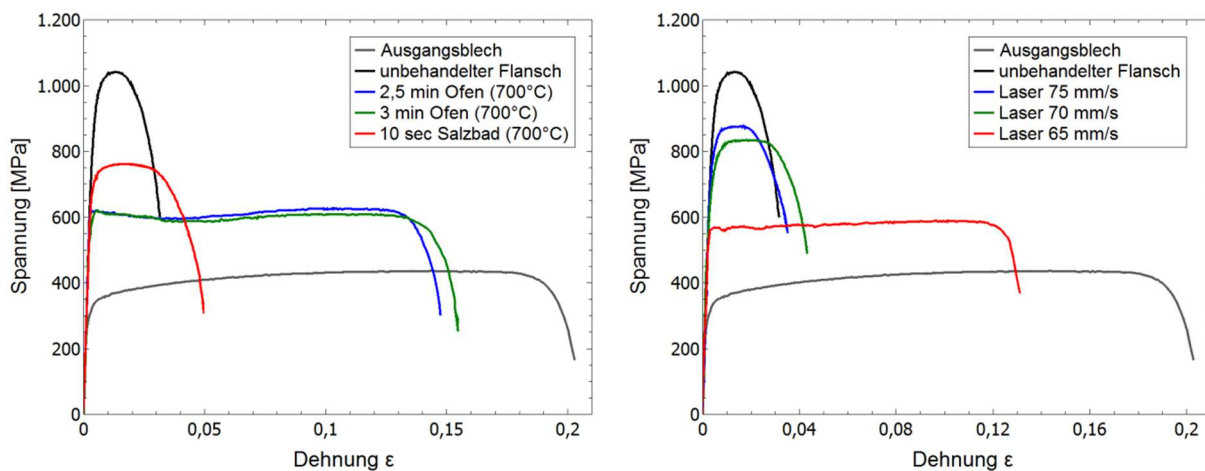


Abb. 4.27: Technische Spannungs-Dehnungs-Diagramme aus Zugproben unterschiedlich wärmebehandelter Flansche von Spaltprofilen aus ZStE340

Indikator für die Bewertung der Umformbarkeit. Vielmehr ist hier die Brucheinschnürung ein hilfreiches Maß. Bei Biegeoperationen (bzw. Walzprofilieren) ist Einschnürung des Materials als weniger kritisch zu betrachten, vor allem weil diese hier generell nur einseitig auftritt, im Bereich des Zug-Anteils der Biegebeanspruchung. Im unbehandelten Flansch liegt die Brucheinschnürung bei 34 %, während das ZStE340-Ausgangsblech 89 % erreicht.

Die Ofen-Wärmebehandlungen bei 700 °C führen generell zu einer erheblichen Reduktion der Festigkeit. Diese liegt jedoch weiterhin deutlich oberhalb des Niveaus des ZStE340-Ausgangsblechs (vgl. Abb. 4.27 und Tabelle 4.3). Die Spannungs-Dehnungs-Diagramme, sowohl der für 2,5 min, als auch der für 3 min wärmebehandelten Proben, zeigen ausgeprägte Streckgrenzen von etwa 600 MPa. Die plastische Verformung findet bei diesen Proben fast vollständig über Lüders-Bänder statt und es ist kaum Verformungsverfestigung zu beobachten. Die erreichten Zugfestigkeiten liegen daher nur unwesentlich über den Streckgrenzen. Darüber hinaus kommt es zu einer deutlichen Oberflächenaufrauhung (siehe Abb. 4.28). Die Gleichmaßdehnungen sind mit über 12 % stark gesteigert, ebenso wie die Brucheinschnürungen. Die ebenfalls bei 700 °C durchgeführte Salzbad-Wärmebehandlung mit einer Behandlungsdauer von 10 s sowie die Laser-Wärmebehandlung mit 690 °C Spitztemperatur führen zu einer Verringerung der 0,2 %-Dehngrenze und der Zugfestigkeit um 20 - 25 %. Die Gleichmaßdehnungen sind jedoch mit etwa 2 % nicht wesentlich gesteigert. Eine erhöhte Duktilität wird hier durch die Brucheinschnürungen von 74 % bzw. 79 % deutlich. Die Laser-Wärmebehandlung mit einer Geschwindigkeit von 75 mm/s und einer maximalen Temperatur von 540 °C resultierte in einer Abnahme der Zugfestigkeit um 17 %. Die Gleichmaßdehnung ist hingegen nur unwesentlich gesteigert. Die Laser-Wärmebehandlung mit 890 °C Spitztemperatur hatte bereits signifikantes Kornwachstum an der Flanschoberseite zur Folge. Die Festigkeit ist entsprechend stark reduziert, mit einer ausgeprägten Streckgrenze bei 570 MPa. Die mechanischen Eigenschaften sind insgesamt mit jenen der Ofen-wärmebehandelten Proben vergleichbar. Die plastische Verformung findet auch hier hauptsächlich über Lüders-Bänder statt, was auch bei diesen Proben eine deutliche Oberflächenaufrauhung zur Folge hat (siehe Abb. 4.28)

Tabelle 4.3: Aus Zugversuchen erhaltene mechanische Kennwerte wärmebehandelter Flansche aus ZStE340

ZStE340	0,2% Dehngrenze $R_{p0,2}$ [MPa]	Zugfestigkeit R_m [MPa]	Gleichmaßdehnung A_g [%]	Brucheinschnürung [%]
Ausgangsblech	330	430	17	89
Flansch - unbehandelt	910	1040	1,0	34
Flansch - Ofen (700 °C): 2,5 min	610 (R_e)	625	12	78
Flansch - Ofen (700 °C): 3 min	600 (R_e)	610	13	85
Flansch - Salzbad (700 °C): 10 s	700	760	1,9	74
Flansch - Laser: 75 mm/s (540 °C)	780	860	1,2	63
Flansch - Laser: 70 mm/s (690 °C)	690	830	2,2	79
Flansch - Laser: 65 mm/s (890 °C)	570 (R_e)	585	11	82

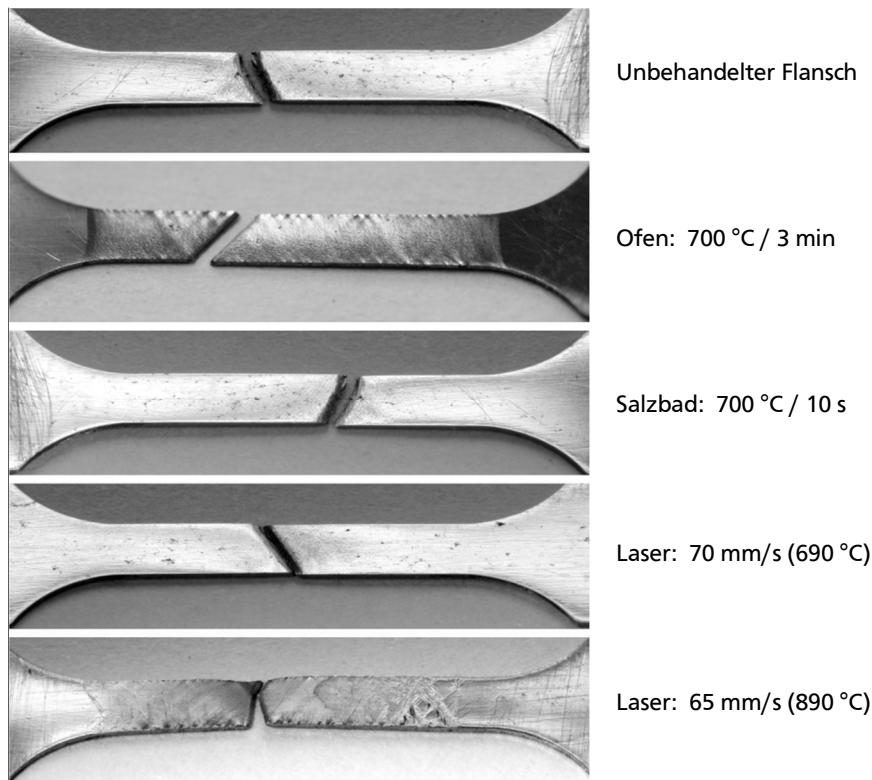


Abb. 4.28: Oberflächen von Zugproben unterschiedlich wärmebehandelter Flansche aus ZStE340

4.3.3. Scherbänder

Die Untersuchungen zur Bildung von Scherbändern wurden vorwiegend an Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE340 durchgeführt. Die phänomenologische Betrachtung der Entstehung von Scherbändern wurde durch in-situ 3-Punkt-Biegeversuche im hochauflösenden REM realisiert.

Flansche von Spaltprofilen aus ZStE340

Die 3-Punkt-Biegeproben mit einer Querschnittsgeometrie von 0,8 x 0,8 mm wurden in zwei Richtungen belastet. Hierdurch wurde erreicht, dass die Umformung des UFG-Gefüges sowohl unter Druck-, als auch unter Zugbelastung beobachtet werden konnte. Unabhängig von der Belastungsrichtung sind unmittelbar nach Erreichen der Streckgrenze feine Scherbänder zu erkennen, welche in einem 45°-Winkel zur Oberseite von der Oberfläche ins Innere des Flansches verlaufen (vgl. Abb. 4.29 links und Abb. 4.30). Bei zunehmender Durchbiegung bilden sich unter Druckbeanspruchung des UFG-Gefüges an der Oberfläche Stufen, welche eine Höhe von bis zu 20 μm erreichen. Vielfach kommt es durch das Schneiden benachbarter Scherbänder mit entgegengesetzter Orientierung zur Bildung dreieckförmiger Extrusionen, innerhalb derer kaum Verformung stattfindet (siehe Abb. 4.29 rechts). Im Falle steigender Durchbiegung mit zunehmender Zugbelastung des UFG-Gefüges entstehen zunächst ebenfalls Stufen auf der Oberfläche, infolge des Abscherens der Flanken beidseitig der Scherbänder. Diese sind im Allgemeinen jedoch bei gleicher Durchbiegung der 3-Punkt-Biegeproben weniger scharf und die Stufen weniger hoch. Bei weiter steigender Zugbelastung kommt es jedoch zu einer Materialtrennung entlang des Scherbandes und somit

zur Bildung von Anrissen, welche bei weiterer Durchbiegung schnell wachsen. Sowohl unter Zug-Biegebelastung, als auch unter Druck-Biegebelastung des UFG-Gefüges an der Flanschoberseite reichen die entstandenen Scherbänder maximal bis zur neutralen Faser der 3-Punkt-Biegeproben und setzen sich im klassisch kaltverformten Material an der Flanschunterseite nicht fort. Bei den Biegeversuchen an vollständigen Flanschsegmenten wurden Risse beobachtet, die sich zumeist bis etwa ein Drittel der Flanschdicke erstreckten, in einigen Fällen auch bis zur Mitte des Flansches (vgl. Abb. 4.30 oben rechts). Die Risse selbst sind dabei nicht vollständig linear, sondern durch Richtungswechsel geprägt, welche aus dem Schneiden von Scherbändern herrühren.

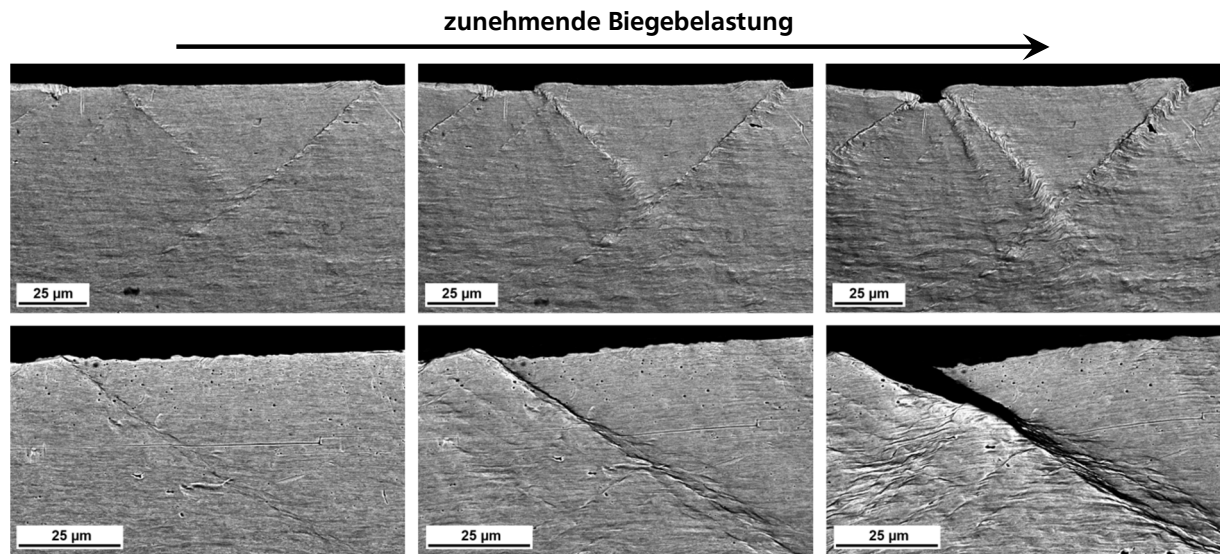


Abb. 4.29: Entwicklung von Extrusionen (Druckbelastung, oben) und von Anrissen (Zugbelastung, unten) aus Scherbändern, bei zunehmender Verformung von Flanschen aus ZStE340

Wärmebehandelte Flansche von Spaltprofilen aus ZStE340

Die Langzeit-Wärmebehandlung bei 350 °C für 10 Stunden hatte keinen sichtbaren Effekt auf die Scherbandbildung oder die Ausbreitung der Scherbänder. Im Gegensatz dazu konnten bei den für 3 min bei 700 °C im Ofen wärmebehandelten Proben keine Scherbänder mehr beobachtet werden (siehe Abb. 4.30-5). Zwar sind bei dem, in diesem Fall stark vergrößerten, Gefüge unter Biegebelastung ausgeprägte Gleitlinien in den einzelnen Körnern erkennbar, doch die makroskopische Verformung ist sehr homogen. Ebenso führt die Salzbad-Wärmebehandlung für 10 Sekunden bei 700 °C zu einem homogenen Verformungsverhalten. Hier sind weder Scherbänder, noch ausgeprägte Gleitbänder innerhalb der Körner zu erkennen. Bei den Laser-wärmebehandelten Proben ist je nach Lasergeschwindigkeit und demzufolge je nach eingebrachter Wärmeenergie und Temperatur unterschiedliches Verhalten zu beobachten. Die mit einer Maximaltemperatur von 540 °C (75 mm/s) Laser-wärmebehandelten Proben zeigen keine Änderung gegenüber dem unbehandelten UFG-Gefüge. Es entstehen weiterhin Scherbänder bei Biegebelastung und sowohl deren Abstand, als auch ihre Eindringtiefe ist unverändert. Nach einer Laser-Wärmebehandlung mit 690 °C Maximaltemperatur (70 mm/s), sind ebenso Scherbänder zu beobachten (siehe Abb. 4.30-2 links). Die Abstände dieser sind im Vergleich zu den Scherbändern im unbehandelten UFG-Gefüge jedoch erheblich geringer, die Verformung ist somit makroskopisch betrachtet homogener.

Darüber hinaus ist die Eindringtiefe der Scherbänder erheblich reduziert. Diese erreichen maximal eine Länge von etwa $50\text{ }\mu\text{m}$. Die Scherlokalisierungen führen auch nicht zu scharfen Kanten oder Anrissen an der Flanschoberseite sondern vielmehr zu einer leichten und eher welligen Aufräuhung, wobei der Rauheitswert R_z von etwa $4\text{ }\mu\text{m}$ im unbehandelten Zustand auf $8\text{ }\mu\text{m}$ ansteigt. Bei dem mit $690\text{ }^\circ\text{C}$ Maximaltemperatur (70 mm/s) wärmebehandelten und um 90° umgebogenen Flansch des vollständigen Flanschsegments ist eine leichte Einschnürung im Bereich des äußeren Biegeradius zu beobachten (siehe Abb. 4.30-2 rechts). Die Laser-Wärmebehandlung mit einer Maximaltemperatur von $890\text{ }^\circ\text{C}$ (65 mm/s) führt zu einem nahezu vollständig homogenen Verformungsverhalten. Sehr vereinzelte Scherlokalisierungen sind auch hier noch zu beobachten, jedoch keine Einschnürung des Flansches bei Biegung um 90° (siehe Abb. 4.30-3).

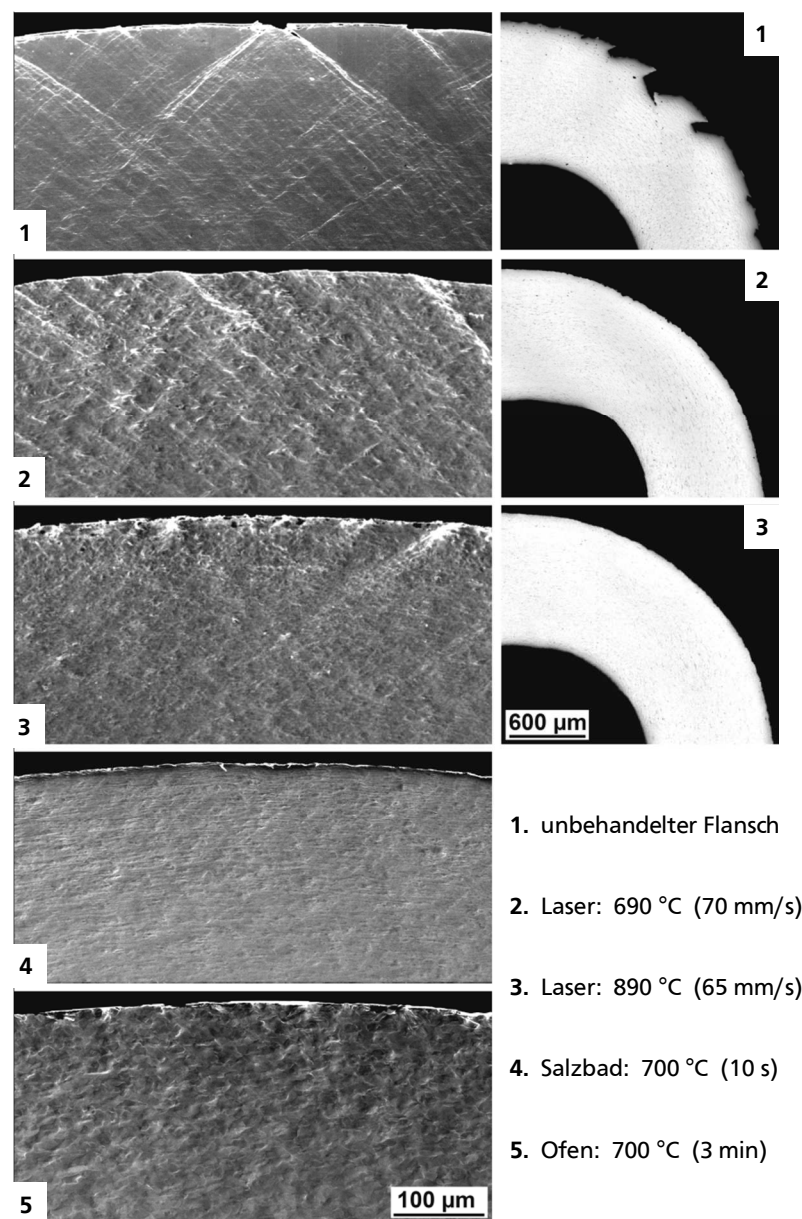


Abb. 4.30: SE-Aufnahmen von 3-Punkt-Biegeproben (Flanschoberseite oben) unterschiedlich wärmebehandelter Flansche nach Belastung (links) sowie lichtmikroskopische Aufnahmen des Biegebereichs wärmebehandelter und um 90° umgebogener Flansche (rechts)

4.3.4. Elastische Anisotropie

Die elastische Anisotropie wurde sowohl an Proben der Stähle ZStE500, ZStE340 und 1.4016 im Anlieferungszustand, als auch an Flanschen von Spaltprofilen aus diesen Stählen bestimmt. In allen Fällen besitzen die ermittelten Steifigkeitstensoren eine orthotrope Symmetrie. Aufgrund dessen werden in den folgenden Darstellungen der richtungsabhängigen E-Moduln nur Winkelbereiche von 90° zwischen den Hauptrichtungen RD, TD und ND verwendet. Dargestellt wird jeweils der über das geometrische Mittel berechnete richtungsabhängige E-Modul.

Stähle im Anlieferungszustand

Bei den Anlieferungszuständen der untersuchten Stähle ist vor allem der Verlauf des Elastizitätsmoduls in der Blechebene von technologischem Interesse. In Walzrichtung, welche der Längsrichtung der Bleche entspricht, liegt der E-Modul aller drei Stähle nahe dem isotropen Mittel von 210 GPa (siehe Abb. 4.31). Unter etwa 40° zwischen Walz- (RD) und Transversalrichtung (TD) ist jeweils ein Minimum von etwa 200 GPa zu beobachten, während der E-Modul in Transversalrichtung jeweils ein Maximum annimmt. In dieser Richtung werden je nach Stahlorte Werte zwischen 229 und 237 GPa erreicht. Aufgrund der vergleichsweise geringen Verformungen im Steg von Spaltprofilen sollten die anhand der Anlieferungszustände ermittelten E-Modul-Verläufe auch für die Stege von Spaltprofilen gelten. Dies wurde anhand von EBSD-Messungen an Stegen von Spaltprofilen aus ZStE500 und 1.4016 bestätigt. Das bedeutet, dass Stege von Spaltprofilen in Profil-Längsrichtung einen E-Modul besitzen, der sehr nah am isotropen Mittel von 210 GPa liegt.

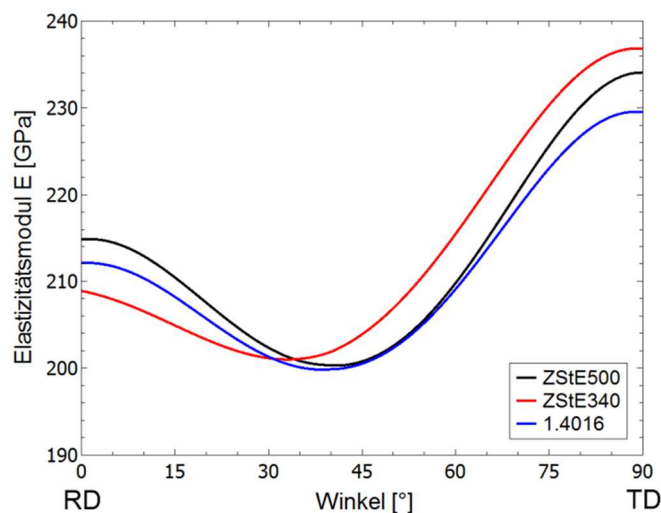


Abb. 4.31: Aus EBSD-Daten berechnete Richtungsabhängige E-Moduln (geometrisches Mittel) in der Blechebene (zwischen RD und TD) der untersuchten Stähle im Anlieferungszustand

Flansche von Spaltprofilen aus ZStE500 und ZStE340

Die elastischen Eigenschaften der Flansche von Spaltprofilen aus ZStE500 und ZStE340 sind sowohl qualitativ, als auch quantitativ nahezu identisch. Daher werden im Folgenden nur die elastischen Eigenschaften der Flansche aus ZStE500 dargestellt. Anhand von sieben

EBSD-Messungen in unterschiedlichem Abstand zur Flanschoberseite wurde überprüft, inwieweit in Flansch-Dickenrichtung ein Gradient in den anisotropen elastischen Eigenschaften besteht (siehe Abb. 4.32). Diesbezüglich kann festgestellt werden, dass sowohl der Verlauf des E-Moduls zwischen den Hauptrichtungen RD, TD und ND, als auch die dreidimensionale Verteilung des E-Moduls in Flansch-Dickenrichtung nahezu konstant ist, also keine Gradienten aufweist. Analog zu den E-Modul-Verteilungen der Ausgangszustände liegt in der RD-TD-Ebene ein Übergang von einem Wert nahe dem isotropen Mittel in RD über ein Minimum unter etwa 45° zwischen RD und TD zu einem Maximum in TD vor. Die Maxima und Minima sind hier jedoch mit 240 GPa und 185 GPa aufgrund der höheren Texturintensität höher bzw. niedriger. Wegen der unterschiedlichen Definitionen der Koordinatensysteme in den Ausgangsblechen und in Flanschen von Spaltprofilen entspricht die Transversalrichtung im Flansch der Profil-Längsrichtung, also der Walzrichtung im Stegbereich. Das bedeutet der Elastizitätsmodul ist in den Flanschen in Profil-Längsrichtung um etwa 15 % gegenüber dem isotropen Mittel gesteigert. Die Konstante elastische Anisotropie in Flansch-Dickenrichtung bei Spaltprofilen aus ZStE500 und ZStE340 ermöglicht

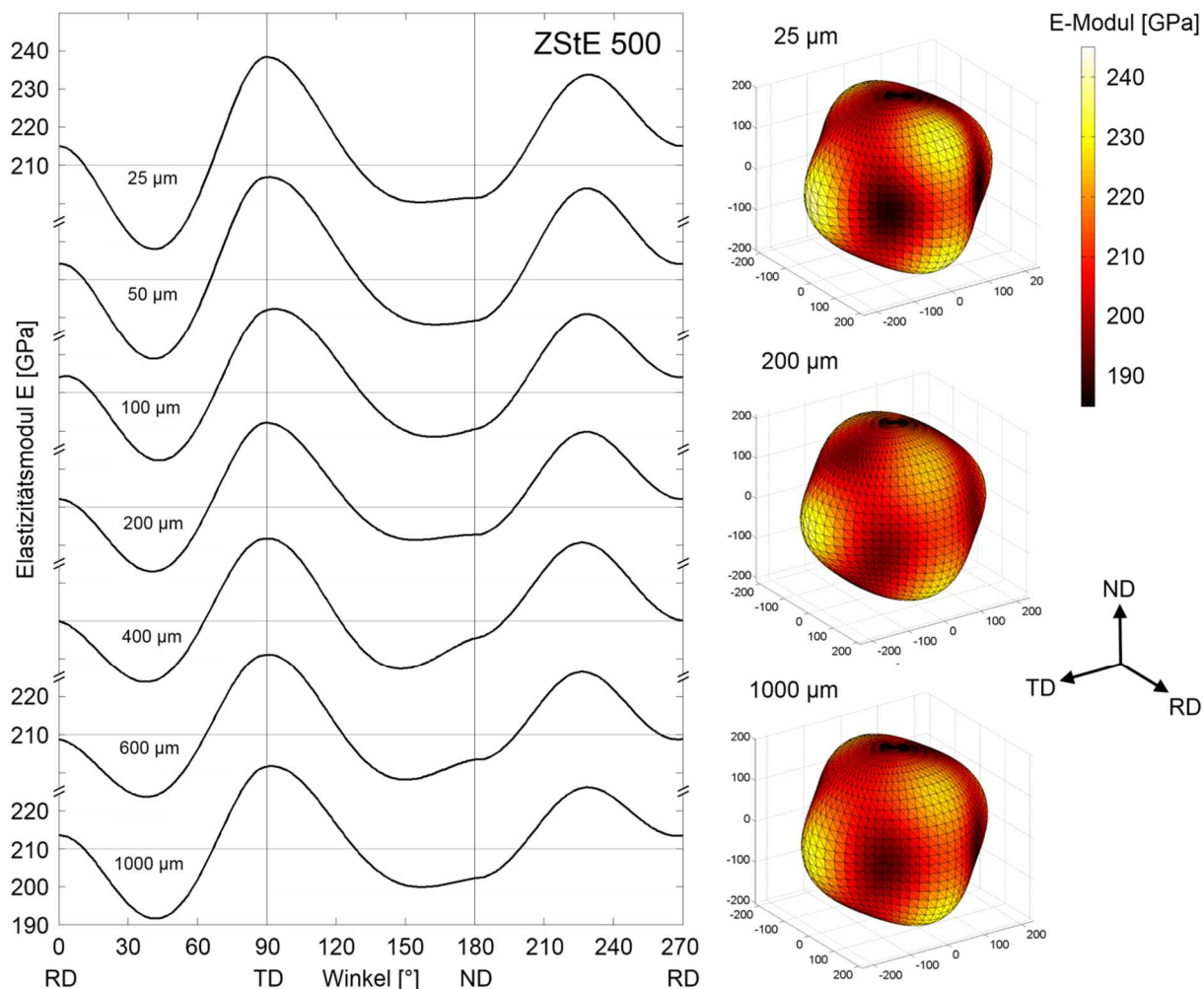


Abb. 4.32: Aus EBSD-Daten berechnete Verläufe der Richtungsabhängigen Elastizitätsmoduln (geometrisches Mittel) in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 zwischen den Hauptrichtungen RD, TD und ND (links) und gesamte räumliche Verteilung (rechts) in unterschiedlichen Abständen von der Flanschoberseite

die Validierung der über EBSD-Daten berechneten E-Modul-Verläufe durch Ultraschallmessungen. Aus den für die sieben Messpositionen berechneten Steifigkeitstensoren kann zu diesem Zweck über das geometrische Mittel ein makroskopischer Steifigkeitstensor berechnet werden, der die elastischen Eigenschaften des gesamten Flansches beschreibt. Die Berechnung eines makroskopischen Steifigkeitstensors anhand von Ultraschallmessungen erfolgte über Schallgeschwindigkeitsmessungen an acht Proben aus Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 und basierte auf dem Formel-Satz nach Green (siehe Anhang A.2). Der mittels Ultraschallmessungen berechnete E-Modul-Verlauf zeigt allgemein sehr gute Übereinstimmung mit dem über EBSD-Daten ermittelten Verlauf (siehe Abb. 4.33). Die Werte in den Hauptrichtungen RD, TD und ND weichen jeweils um lediglich 1 bis 2 GPa ($< 1\%$) voneinander ab. Unter 40° zwischen RD und TD sowie unter 45° zwischen RD und ND sind die Abweichungen mit bis zu 6 GPa etwas größer. Hierbei ist zu beachten, dass aufgrund von Ungenauigkeiten bei der Dickenbestimmung der Proben, unpräziser Winkelmessungen und statistischen Schwankungen ein Fehlerbereich für die mittels Ultraschallmethode berechneten Elastizitätsmoduln von etwa 10 GPa anzunehmen ist. Insbesondere die Abweichung unter 45° zwischen RD und ND ist jedoch auch systematisch bedingt, da es aufgrund der geringen Dicke der Flansche nicht möglich war eine Probe unter 45° zwischen RD und ND herauszupräparieren, sondern nur Winkel von 25° bzw. 65° möglich waren. Bei diesen Winkeln führen schon kleine Winkeländerungen zu vergleichsweise großen Änderungen im E-Modul.

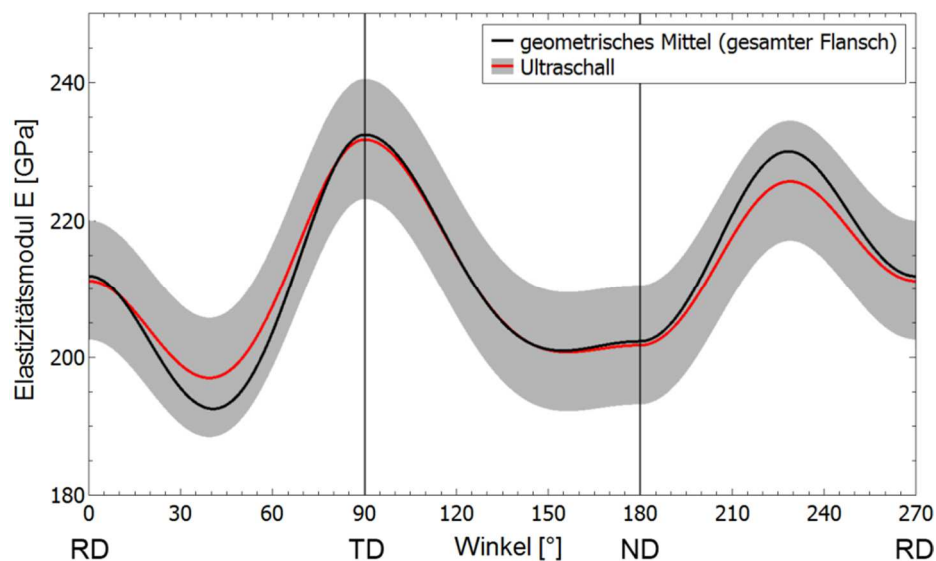


Abb. 4.33: Über die gesamte Flanschdicke gemittelter (geometrisches Mittel über die Verläufe in Abb. 4.32) sowie aus Ultraschallmessungen ermittelter Verlauf des Richtungsabhängigen Elastizitätsmoduls [nach NIE13]

Flansche von Spaltprofilen aus 1.4016

Die Flansche von Spaltprofilen aus 1.4016 weisen an der Flanschoberseite eine ähnliche Elastizitätsmodul-Verteilung auf, wie die Flansche von Spaltprofilen aus ZStE500 oder ZStE340. Bei Flanschen aus 1.4016 bestehen in Flansch-Dickenrichtung jedoch ausgeprägte Gradienten in der elastischen Anisotropie (siehe Abb. 4.34). Mit zunehmendem Anstand zur

Flanschoberseite sinkt das anfängliche Maximum in TD von 242 GPa an der Flanschoberseite auf annähernd 210 GPa an der Flanschunterseite. Das Minimum unter 45° zwischen RD und TD verschwindet mit zunehmender Tiefe und der E-Modul in RD sinkt von 223 GPa an der Flanschoberseite auf 195 GPa an der Flanschunterseite. Demgegenüber prägt sich mit zunehmender Tiefe ein Maximum unter 45° zwischen RD und ND aus, welches an der Flanschunterseite einen Wert von 238 GPa erreicht.

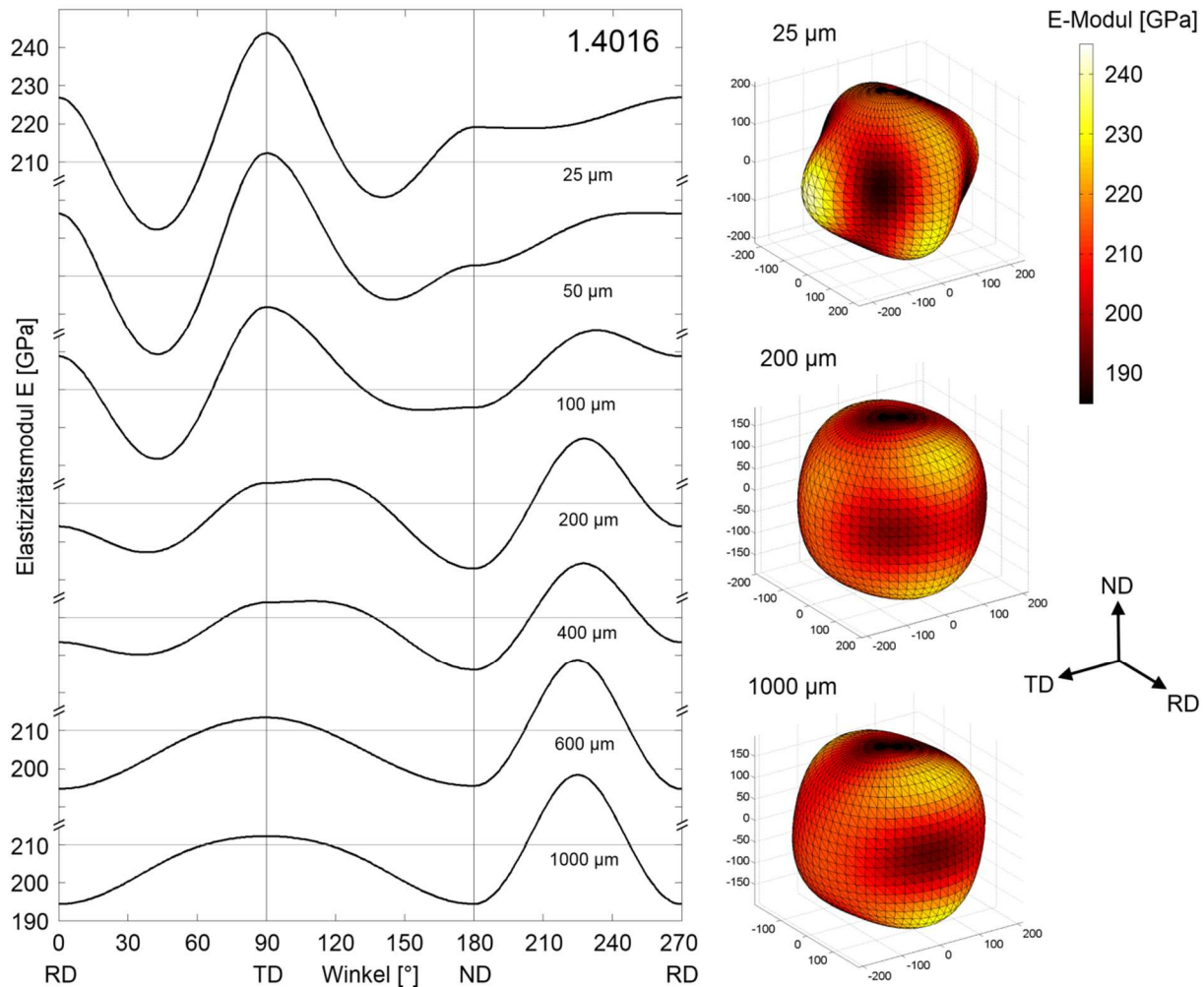


Abb. 4.34: Aus EBSD-Daten berechnete Verläufe der Richtungsabhängigen Elastizitätsmoduln (geometrisches Mittel) in Flanschen von Spaltprofilen aus 1.40.16 zwischen den Hauptrichtungen RD, TD und ND (links) und gesamte räumliche Verteilung (rechts) in unterschiedlichen Abständen von der Flanschoberseite

4.3.5. Einfluss der Gefügemorphologie auf die elastische Anisotropie

Der Einfluss der Kornformen und Nachbarschaftsverhältnisse auf die anisotropen elastischen Eigenschaften in Flanschen von Spaltprofilen wurde in Zusammenarbeit mit dem Max-Planck-Institut für Eisenforschung anhand von 2D- und 3D-FE-Modellen untersucht, welche auf Orientierungsdaten aus EBSD-Messungen an Flanschen (in 170 μm unterhalb der Flanschoberseite) von Spaltprofilen aus ZStE500 basieren. Die Auswertung dieser Messungen

liefert mittlere Kornstreckungsgrade von etwa 7 im Querschliff, 4 im Längsschliff und 1,7 im Flachschliff (vgl. Abb. 4.35 und Anhang A.5).

Die für jede der EBSD-Messungen erstellten 2D-FE-Modelle liefern durch Belastung in unterschiedlichen Richtungen den Verlauf des richtungsabhängigen E-Moduls. Für Die Messung im Flachschliff kann der Verlauf in der RD-TD-Ebene, für die Messung im Querschliff der Verlauf in der TD-ND-Ebene und für die Messung im Längsschliff der Verlauf in der RD-ND-Ebene bestimmt werden. Die Verläufe entsprechen qualitativ den zuvor beschriebenen E-Modul-Verläufen in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500, die rein aus Orientierungsdaten berechnet bzw. über Ultraschall-Messungen bestimmt wurden (siehe Abb. 4.36, Abb. 4.32 und Abb. 4.33). Durch Vergleich der Ergebnisse aus dem, das Gefüge abbildenden, FE-Modell und dem FE-Modell mit zufälliger Verteilung der gemessenen Orientierungen kann der Einfluss des Gefüges auf die elastischen Eigenschaften quantifiziert werden (Abb. 4.36). Die auf den Daten aus dem Flachschliff basierenden FE-Modelle liefern sehr exakt übereinstimmende E-Modul-Verläufe. Die Abweichungen liegen hier deutlich unter 0,5 %. Die Verläufe aus den, auf den dem Längsschliff basierenden, FE-Modellen zeigen bereits Abweichungen von bis zu 2 GPa bzw. etwa 1 %. Die größten Abweichungen sind bei den FE-Modellen zu beobachten, welche auf der EBSD-Messung am Querschliff basieren. Hier liefert das, das Gefüge abbildende, FE-Modell in ND um 4 GPa geringere Werte und unter etwa 50° zwischen ND und RD um 4 GPa höhere Werte. Insgesamt sind die Abweichungen zwischen den FE-Modellen mit unter 2 % sehr gering. Die alleine aus den Orientierungsdaten über das geometrische Mittel berechneten E-Modulverläufe stimmen sehr gut mit den Verläufen aus den FE-Modellen überein. Die Abweichungen liegen auch hier bei unter 2 %. Tendenziell stimmt das geometrische Mittel besser mit den randomisierten FE-Modellen überein.

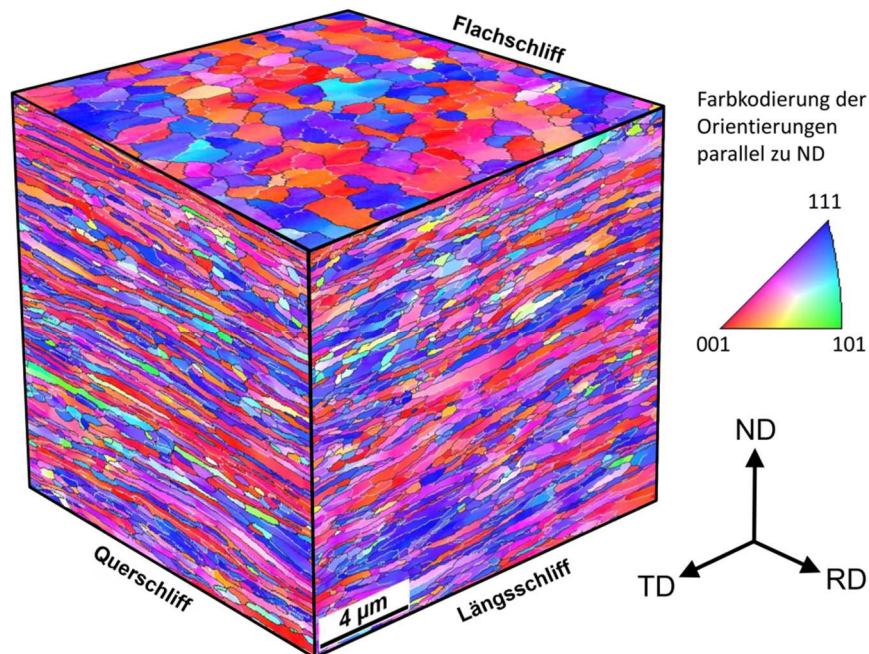


Abb. 4.35: 3D-IPF-Darstellung des Gefüges in 170 µm unterhalb der Flanschoberseite von Spaltprofilen aus ZStE500 (zusammengesetzt aus EBSD-Messungen an Quer-, Längs- und Flachschliffen)

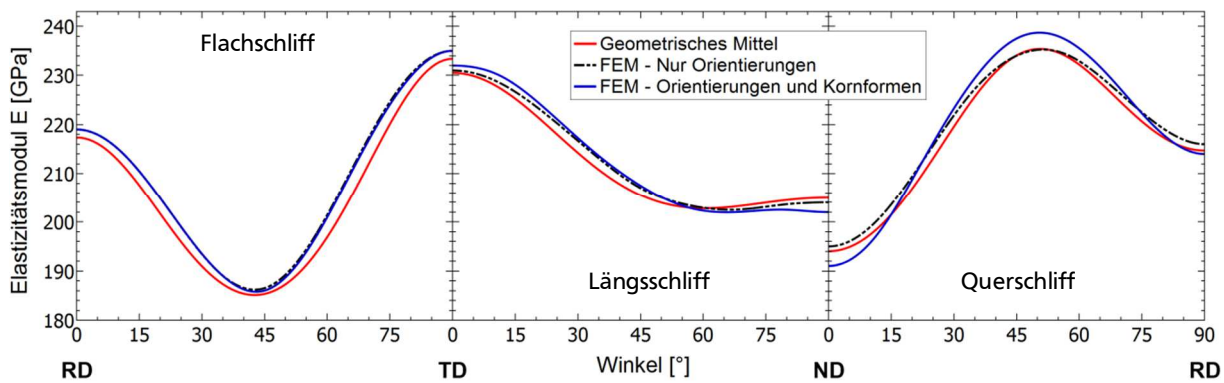


Abb. 4.36: Anhand von EBSD-Messungen im Flachschnitt (links), Längsschnitt (Mitte) und Querschnitt (rechts) an Flanschen von Spaltprofilen ermittelte Verteilungen des richtungsabhängigen Elastizitätsmoduls (geometrisches Mittel und 2D-FE-Modelle) [nach DIE18]

Die Unterschiede, die sich durch unzureichende Statistik der Orientierungen zwischen den einzelnen EBSD-Messungen ergeben, liegen in der gleichen Größenordnung wie der Einfluss des Gefüges. Dies wird insbesondere bei dem, im Längs- und im Querschnitt, in Normalenrichtung (ND) ermittelten E-Modul deutlich. Für die Untersuchungen musste bei den EBSD-Messungen ein Kompromiss zwischen Messfeldgröße und Schrittweite gewählt werden, der die Erfassung sowohl der zum Teil sehr feinen Körner im Gefüge, als auch der Textur ausreichend präzise gewährleistet, aber dennoch handhabbare Datenmengen ermöglicht. Die EBSD-Messungen enthielten deshalb jeweils lediglich zwischen 2500 und 3500 Körner. Die sich daraus ergebenden statistischen Schwankungen werden anhand der Abweichungen in den Texturen deutlich (siehe Anhang, Abb. A.3, Abb. A.4 und Abb. A.5).

Aufgrund dieser Abweichungen zwischen den Einzelmessungen wurden zusätzlich an zwei 3D-FE-Modellen mit künstlichen Mikrostrukturen E-Modul-Verteilungen ermittelt. Die Modelle enthielten jeweils 1000 Einzelorientierungen und die Körner waren in einem der Modelle globular und im Anderen stark gestreckt, mit einem mittleren Streckungsgrad von 7. Zur besseren Vergleichbarkeit wurden zusätzlich auf Grundlage aller Orientierungen aus den drei einzel-EBSD-Messungen sowie auf Grundlage der 1000 Einzelorientierungen, welche für die FE-Modelle verwendet wurden, über das geometrische Mittel die E-Modul-Verteilungen

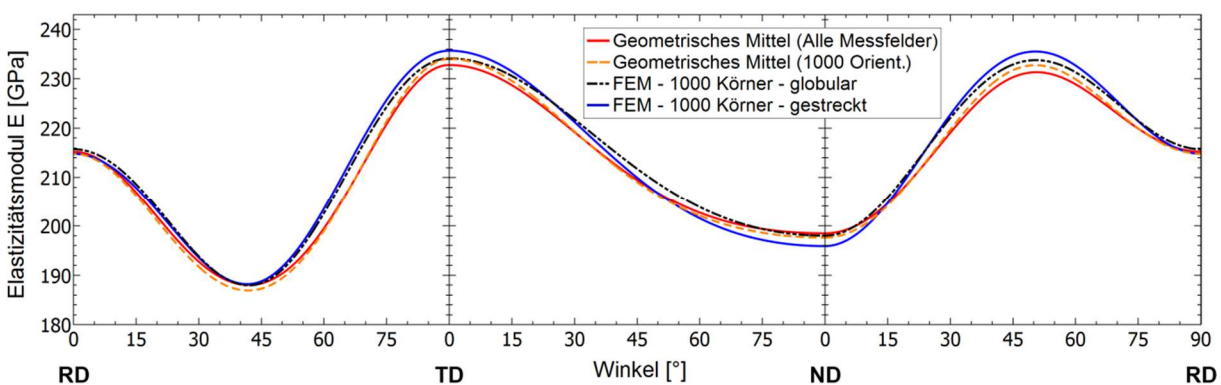


Abb. 4.37: Vergleich der anhand von Orientierungsdaten (alle Daten dreier EBSD-Messungen sowie 1000 Einzelorientierungen) ermittelten Verteilungen des richtungsabhängigen Elastizitätsmoduls (geometrisches Mittel und 3D-FE-Modelle) [nach DIE18]

analytisch berechnet. Die ermittelten Verteilungen ähneln einander sehr und weichen lediglich um maximal 5 GPa voneinander ab (siehe Abb. 4.37). Die beiden über das geometrische Mittel erhaltenen Verläufe weichen um weniger als 1 % voneinander ab. Dies zeigt, dass die 1000 Einzelorientierungen die vorliegende Textur repräsentativ wiedergeben. Die systematischen Abweichungen zwischen dem 3D-FE-Modell mit grobkularen Körnern und dem Modell mit gestreckten Körnern entsprechen qualitativ den bereits für die Einzelmessung beschriebenen Beobachtungen. Die quantitativen Unterschiede sind mit Abweichungen von maximal 1 % jedoch deutlich geringer.

Diese Ergebnisse zeigen, dass der Einfluss der hohen Kornstreckungsgrade auf die elastische Anisotropie zwar gering, jedoch systematisch ist. Das Pancake-Gefüge sorgt für eine Erhöhung der Maxima und eine Verringerung der Minima in den E-Modul-Verteilungen von 1 - 2 %

4.3.6. Plastische Anisotropie

Untersuchungen zur Richtungsabhängigkeit der Streckgrenze in Flanschen wurden sowohl an Zugproben, als auch anhand von EBSD-Messungen durchgeführt. Aus den Daten der Zugversuche wurden für alle drei Messrichtungen (RD, TD, 45° RD-TD) Fließkurven extrahiert, welche wiederum zur Ermittlung der Streckgrenzen bzw. Dehngrenzen genutzt wurden (siehe Abb. 4.38). Aufgrund der augenscheinlich starken Verfestigung bei kleinen plastischen Dehnungen wurde statt der sonst üblichen 0,2 % plastischer Dehnung eine Schwelle von 0,05 % plastischer Dehnung zur Ermittlung der Dehngrenze gewählt. Auf diese Weise wurden Dehngrenzen von 890 MPa in Profil-Längsrichtung (TD), 895 MPa in Quer-Richtung (RD) und 845 MPa unter 45° zwischen diesen Richtungen ermittelt.

Die anhand der 3D-FE-Modelle sowie die analytisch über das geometrische Mittel bestimmten Dehngrenzen passen qualitativ verhältnismäßig gut zu den mittels Zugversuchen bestimmten 0,05%-Dehngrenzen (siehe Abb. 4.39). Die Dehngrenzen in RD und TD liegen nahe beieinander und unter 45° zwischen RD und TD liegt ein Minimum vor. Mit Abweichungen von bis zu 10 % stimmen die Ergebnisse quantitativ betrachtet jedoch weniger gut überein. In den übrigen Richtungen, zwischen TD und ND sowie zwischen ND und RD, weichen die

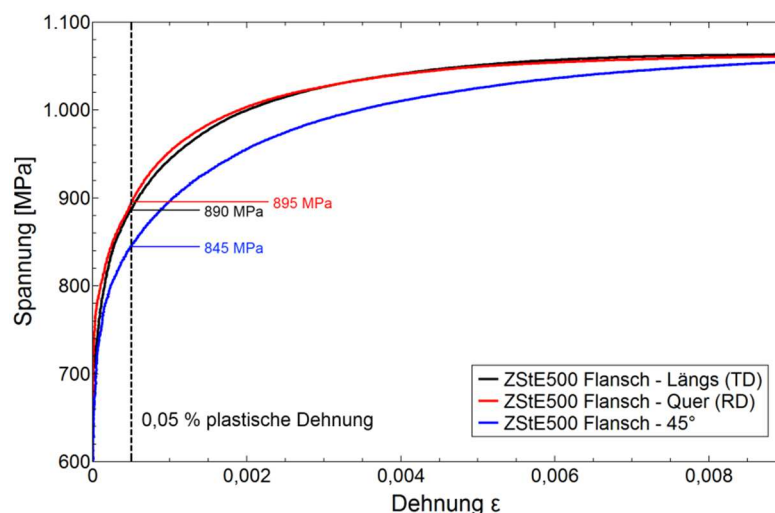


Abb. 4.38: Fließkurven aus Zugversuchen an Flansch-Zugproben aus ZStE500, mit Zugrichtung in TD, RD und unter 45 Grad zwischen TD und RD

FE-Modelle sowohl qualitativ, als auch quantitativ stark von dem analytisch ermittelten Verlauf ab. Vor allem in ND unterscheiden sich die Ergebnisse der beiden Ansätze mit etwa 12 % stark voneinander. Der Unterschied zwischen dem FE-Modell mit globularen Körnern und dem Modell mit stark gestreckten Körnern beträgt maximal 2,6 %.

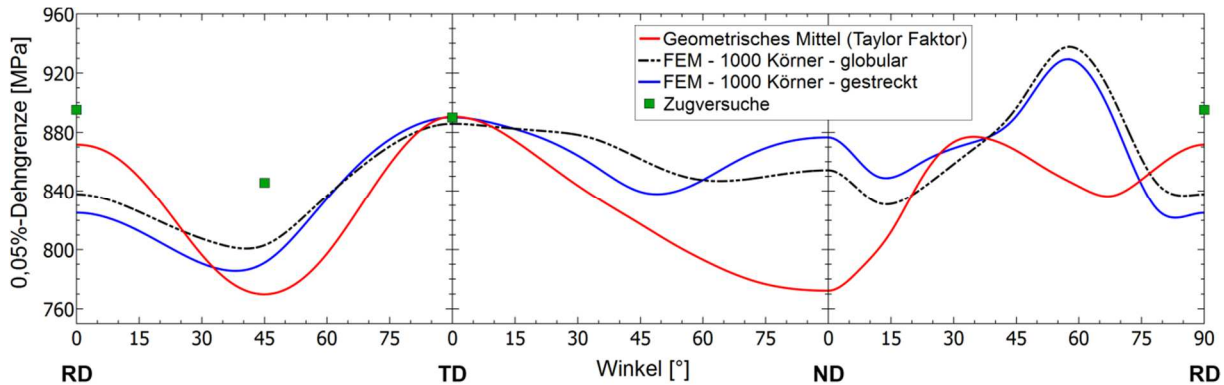


Abb. 4.39: Richtungsabhängige 0,05%-Dehngrenzen, abgeschätzt über den Tylor-Faktor und ermittelt aus 3D-FE-Modellen [nach DIE18]

4.4. Eigenspannungen

4.4.1. Einflussfaktoren für die Eigenspannungsermittlung

Für die möglichst präzise Ermittlung der Eigenspannungen mit dem Bohrloch-Verfahren ist eine umfangreiche Kenntnis der lokalen Materialeigenschaften und geometrischer Einflussfaktoren von entscheidender Bedeutung. Das Heraustrennen von Spaltprofilsegmenten als Proben für die Eigenspannungsermittlung mit dem Bohrloch-Verfahren hat Spannungsumlagerungen und Spannungsrelaxationen an der Schnitt- bzw. Trennkante zur Folge. An Spaltprofilsegmenten aus ZStE500 wurde überprüft, bis zu welchem Abstand von der Trennkante die Spannungsrelaxationen eine Verringerung der mittels Bohrloch-Verfahren gemessenen Dehnungsverteilungen in Profil-Längsrichtung (TD) bewirken. Hierbei wurde für die einzelnen Messungen der Abstand der Bohrlöcher vom Spaltgrund in Richtung Flanschspitze mit 4 mm konstant gehalten. Eine Berechnung der Eigenspannungen aus den Dehnungsverläufen wurde nicht durchgeführt. Es zeigt sich, dass sich die Spannungsrelaxationen bei den untersuchten Spaltprofilgeometrien mit Flanschlängen von etwa 10 mm und Flanschdicken von etwa 1 mm auf einen Bereich von etwa 10 mm von der Trennkante beschränken (siehe Abb. 4.40). In einem Abstand von 4 mm von der Schnittkante ist eine deutliche Verringerung der Dehnungen zu beobachten. Die Maximaldehnungen betragen lediglich etwa 30 % der in einem Abstand von 16 mm von der Schnittkante erreichten Dehnungen. In einem Abstand von 8 mm erreichen die gemessenen Dehnungen bereits 85 % der „Soll“-Dehnungen, während in einem Abstand von 12 mm kein signifikanter Einfluss der Spannungsrelaxationen mehr zu erkennen ist. Bei allen im Folgenden beschriebenen Eigenspannungsmessungen wurden vollständige Doppel-Y-Profilsegmente von mindestens 100 mm Länge verwendet und die Abstände der Messungen von den Trennkanten betrugen jeweils mindestens 20 mm. In den meisten Fällen wurden die Messungen in der Mitte der Profilsegmente durchgeführt.

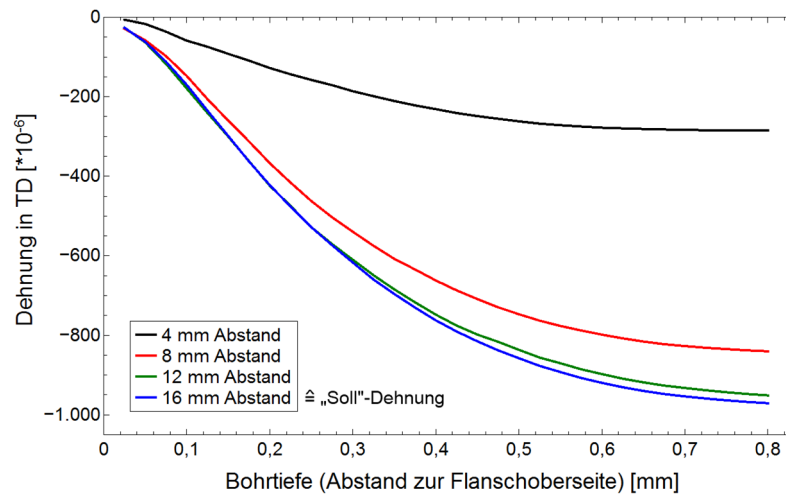


Abb. 4.40: An einem Flansch eines Spaltprofils aus ZStE500 gemessene Dehnungsverläufe (Dehnung in TD) in Abhängigkeit des Abstandes von der Trennkante bei konstantem Abstand vom Spaltgrund Richtung Flanschspitze

Die größten Einflüsse auf die mit dem Bohrloch-Verfahren ermittelten Eigenspannungen sind für die elastische Anisotropie und für lokales plastisches Fließen aufgrund von Eigenspannungsniveaus nahe der (lokalen) Streckgrenze zu erwarten. Um die jeweiligen Effekte getrennt voneinander quantifizieren zu können wurden vier FE-Modelle, basierend auf Flanschen aus ZStE500 erstellt; 1. ein rein elastisches und elastisch-isotropes, 2. ein rein elastisches und elastisch-anisotropes, 3. ein elastisch-plastisches und elastisch-isotropes sowie 4. ein elastisch-plastisches und elastisch-anisotropes Modell. Bei Verwendung eines Elastizitätsmoduls von 210 GPa und einer Querkontraktionszahl von 0,3 liefert das rein elastische und elastisch-isotrope Modell Eigenspannungsverläufe, welche in guter Näherung denjenigen entsprechen, welche über die analytische Integralmethode aus den gemessenen Dehnungsverläufen errechnet werden (siehe Abb. 4.41). Bei der Integralmethode wurde ebenfalls ein Elastizitätsmodul von 210 GPa und einer Querkontraktionszahl von 0,3 angenommen. Diese Übereinstimmung stellt somit eine Validierung des FE-Modells dar. Die Eigenspannungen in Quer-Richtung (RD) sind mit maximal ± 100 MPa im Vergleich zu den Eigenspannungen in Längs-Richtung (TD) sehr gering. Hinsichtlich eines Einflusses auf die nachträgliche Umformbarkeit oder auf Ermüdungseigenschaften sind diese daher vernachlässigbar. Aufgrund von Querkontraktionen, basierend auf den Spannungen in Quer- und Längs-Richtung, kommt es jedoch zu gegenseitigen Beeinflussungen der beim Bohren hervorgerufenen Relaxationsdehnungen. Daher ist eine möglichst präzise Bestimmung der Eigenspannungen in Quer-Richtung auch entscheidend für eine möglichst präzise Bestimmung der Eigenspannungen in Längs-Richtung, welche mit weitaus höheren Beträgen in den Spaltprofilen vorliegen. In der Nähe der Flanschoberseite erreichen die Zugeigenspannungen in Längs-Richtung bis zu 700 MPa. Auffällig ist hier, dass das Spannungsmaximum nicht direkt an der Flanschoberseite liegt, sondern in etwa $100 \mu\text{m}$ unter der Oberfläche. Von diesem Maximum ausgehend nehmen die Spannungen mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite kontinuierlich ab und gehen in einem Abstand von etwa $900 \mu\text{m}$ in Druckspannungen über, welche ebenfalls unterhalb der Oberfläche ihr Maximum erreichen.

Bei Verwendung der, mittels EBSD-Messungen bestimmten, anisotropen elastischen Eigenschaften lassen sich gegenüber dem isotropen Modell geringfügige Abweichungen in den ermittelten Eigenspannungsverläufen feststellen (siehe Abb. 4.42). Das Maximum in 100 μm Tiefe ist leicht abgeschwächt, zwischen 200 μm und 600 μm Tiefe werden demgegenüber jedoch um bis zu 15 % höhere Eigenspannungswerte bestimmt. Ansonsten zeigen die Verläufe bis zur Flanschunterseite nur geringfügige Abweichungen.

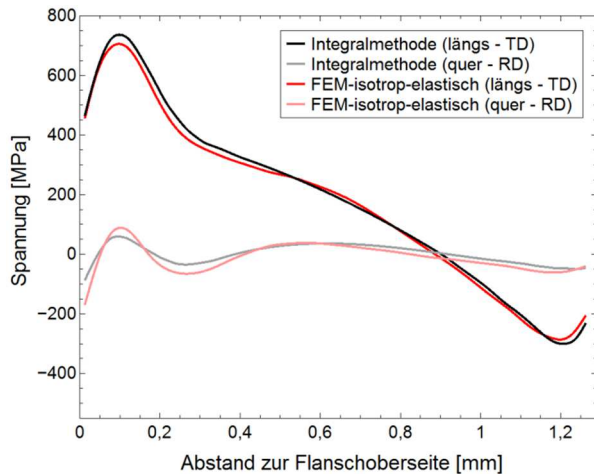


Abb. 4.41: Mittels Integralmethode und FE-Modell mit isotropem und rein elastischem Verhalten bestimmte Eigenspannungsverläufe im Flansch (ZStE500)

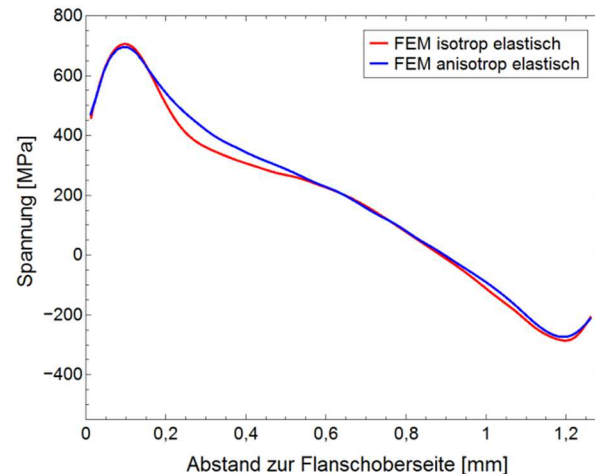


Abb. 4.42: Mittels FE-Modellen bestimmte Eigenspannungsverläufe (ZStE500), für isotropes und rein elastisches sowie für anisotropes und rein elastisches Verhalten

Werden gegenüber rein elastischem Verhalten die approximierten lokalen Fließgrenzen und Fließkurven verwendet (isotrop plastisches FE-Modell), führt dies ebenfalls zu definierten Abweichungen in den Eigenspannungsverläufen (siehe Abb. 4.43). Um den Einfluss der Plastizität alleine zu betrachten wurden in diesem Fall in beiden FE-Modellen isotrope elastische Eigenschaften verwendet. Hier liefert das FE-Modell mit implementierten plastischen Eigenschaften um etwa 12 % geringere maximale Zugeigenspannungen in 100 μm unter der Flanschoberseite sowie ein geringeres Druckeigenspannungsmaximum.

Bei dem anisotropen und elastisch-plastischen FE-Modell addieren sich die, in den beiden vorherigen Fällen beschriebenen, Abweichungen gegenüber dem rein elastischen und isotropen FE-Modell. Das Resultat ist ein, über den Großteil der Flanschdicke, nahezu linearer Eigenspannungsgradient mit starken Zugeigenspannungen an der Flanschoberseite und moderaten Druckeigenspannungen an der Flanschunterseite (siehe Abb. 4.44). Bei diesem Modell ist jedoch weiterhin ein leichter Eigenspannungsabfall an der Flanschoberseite zu beobachten, sodass das Zugeigenspannungsmaximum auch hier in etwa 100 μm Tiefe liegt. Wie in Kapitel 4.3.4 beschrieben, besitzen Flansche aus ZStE500 in Flansch-Dickenrichtung trotz der ausgeprägten Texturgradienten nahezu keine Gradienten in den elastischen Eigenschaften. Bei Flanschen aus 1.4016 ist dies nicht der Fall. Hier nimmt der E-Modul in Profil-Längsrichtung (TD) ausgehend von über 240 GPa an der Flanschoberseite um etwa 30 GPa bis zur Flanschunterseite ab. Die Auswirkung dieses Gradienten in der elastischen Anisotropie auf die mittels Bohrlochmethode bestimmten Eigenspannungen wurde ebenfalls

untersucht [NIEH14]. Die Unterschiede in den, über ein elastisch-plastisches und elastisch-isotropes FE-Modell und ein elastisch-plastisches und elastisch-anisotropes FE-Modell, erhaltenen Eigenspannungsverläufen unterstützen die für den ZStE500 gewonnenen Erkenntnisse (siehe Abb. 4.45). Wie bei diesem liegen bei Flanschen aus 1.4016 die Zugeigenspannungsmaxima unterhalb der Flanschoberseite, mit annähernd $200\text{ }\mu\text{m}$ unter der Flanschoberseite jedoch deutlich tiefer. Das anisotrop-elastische Modell liefert, ausgehend von diesem Maximum, in Richtung Flanschunterseite einen deutlich lineareren Eigenspannungsverlauf. Insbesondere in einem Abstand zur Flanschoberseite zwischen $300\text{ }\mu\text{m}$ und $500\text{ }\mu\text{m}$ sind die Abweichungen zwischen dem isotropen und dem anisotropen Modell mit bis zu 100 MPa vergleichsweise groß. Hierbei ist zu beachten, dass sich bereits in einer Tiefe zwischen $200\text{ }\mu\text{m}$ und $400\text{ }\mu\text{m}$ der Elastizitätsmodul des 1.4016 in TD stark dem isotropen Mittel von 210 GPa annähert.

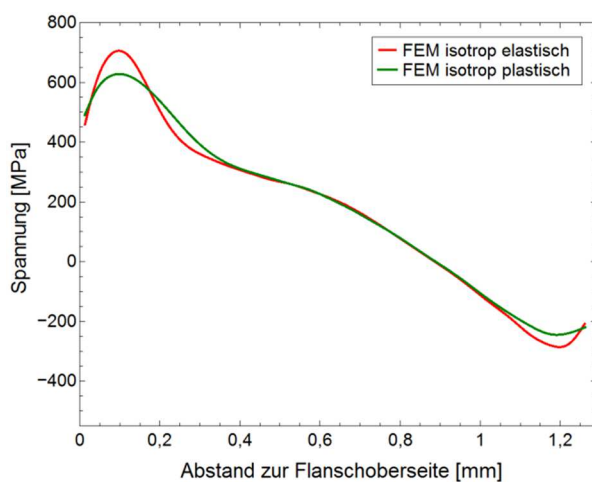


Abb. 4.43: Mittels FE-Modellen bestimmte Eigenspannungsverläufe (ZStE500), für isotropes und rein elastisches sowie für isotropes und elastisch-plastisches Verhalten

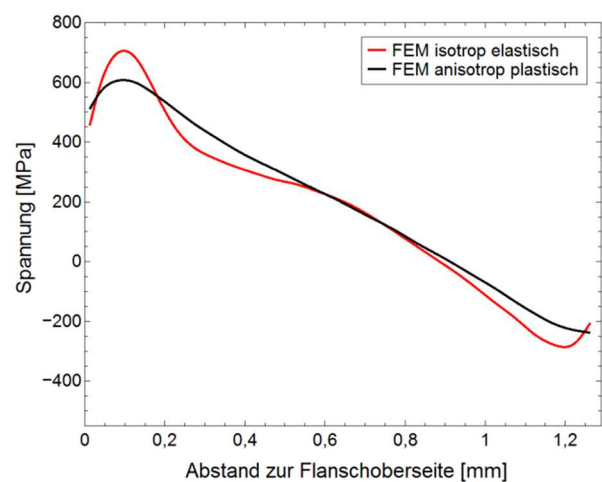


Abb. 4.44: Mittels FE-Modellen bestimmte Eigenspannungsverläufe (ZStE500), für isotropes und rein elastisches sowie für anisotropes und elastisch-plastisches Verhalten

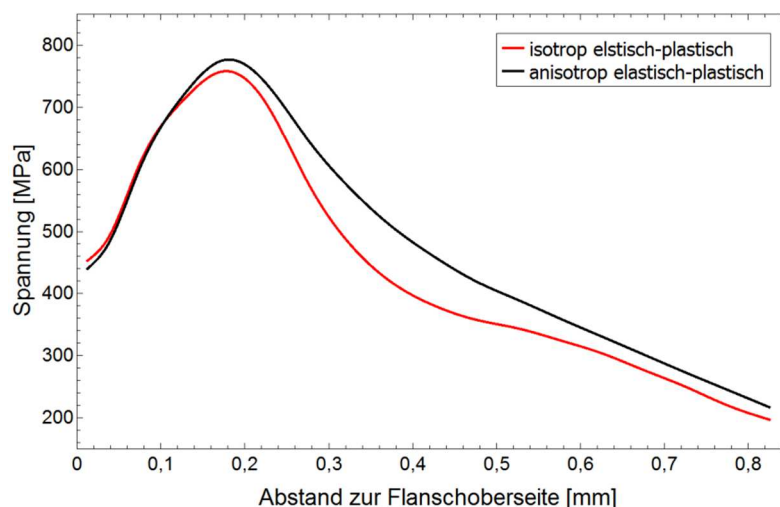


Abb. 4.45: Mittels FE-Modellen bestimmte Eigenspannungsgradienten (1.4016), für isotropes und elastisch-plastisches sowie für anisotropes und elastisch-plastisches Verhalten [nach NIEH14]

4.4.2. Entwicklung von Eigenspannungen während des Spaltprofilierens

Die Entwicklung der Eigenspannungen während des Spaltprofilierprozesses wurde im Rahmen einer Master-Thesis an Spaltprofilen aus ZStE500 (schmales Profil) untersucht [YIN16]. Nach 2, 4 und 6 Spaltprofilierschritten wurden die Eigenspannungen jeweils an vier Positionen im Steg sowie im Flansch mittels Bohrlochmethode ermittelt. Zusätzlich wurde der Einfluss des Bandzugs auf die sich einstellenden Eigenspannungen durch Spaltprofilieren mit einem Bandzugfaktor von 1,2 % und 3,2 % untersucht.

Hinsichtlich der Interpretation der Ergebnisse dieser Untersuchungen ist zu erwähnen, dass bei dem verwendeten Spaltprofilieraufbau die Hilfswalzen aus mehreren Segmenten zusammengesetzt wurden, um die für jeden Spaltprofilierschritt nötige Breite realisieren zu können (vgl. Abb. 4.46). Die Durchmesser der verwendeten Hilfswalzen waren hierbei nicht exakt gleich. Segment 3 besaß gegenüber den anderen Walzensegmenten einen minimal größeren Durchmesser ($<0,1$ mm Unterschied), wodurch der Steg des Spaltprofils im Bereich dieser Walzen geringfügig stärker ausgewalzt wurde. Darüber hinaus besaß Segment 3 in der Mitte eine Aussparung, sodass über eine Breite von 1 cm kein Kontakt zwischen Blech und Hilfswalze bestand.

Die durch das Spaltprofilieren mit 1,2 % und 3,2 % Bandzug eingebrachten Eigenspannungen weisen einige klare Unterschiede auf. Hinsichtlich der Eigenspannungen in den Flanschen bestehen jedoch nur geringe Unterschiede (siehe Abb. 4.47 rechts). Sowohl die nach sechs Spaltprofilierstufen in $100\text{ }\mu\text{m}$ Tiefe (unter der Flanschoberseite) erreichten maximalen Zugeigenspannungen, mit jeweils etwa 850 MPa, als auch die (linearisierten) Eigenspannungsgradienten in Dickenrichtung der Flansche sind bei beiden Profilen gleich. Nach vier Spaltprofilierstufen bestehen geringfügige Unterschiede in den Maximalspannungen und den Spannungsniveaus. Diese bewegen sich jedoch noch im Bereich der zu erwartenden Schwankungen im Rahmen der Messunsicherheit bzw. aufgrund geometrischer Abweichungen. Die Eigenspannungen nach zwei Spaltprofilierschritten konnten im Flansch wegen der zu geringen Flanschlängen nicht gemessen werden.

Im Steg bestehen zwischen den Profilen größere Unterschiede (siehe Abb. 4.47 links). In der Mitte des Spaltprofils werden bei einem Bandzugfaktor von 1,2 % nach zwei Spaltprofilierschritten Zugeigenspannungen von knapp 300 MPa erzeugt. In diesem Bereich hatten die Hilfswalzen aufgrund der Aussparungen keinen Kontakt mit dem Blech und konnten dieses daher an dieser Stelle nicht auswalzen. Nach vier und sechs Spaltprofilierschritten nehmen die Zugeigenspannungen auf etwa 150 MPa ab. In einem Abstand von 15 mm zur Profilmitte

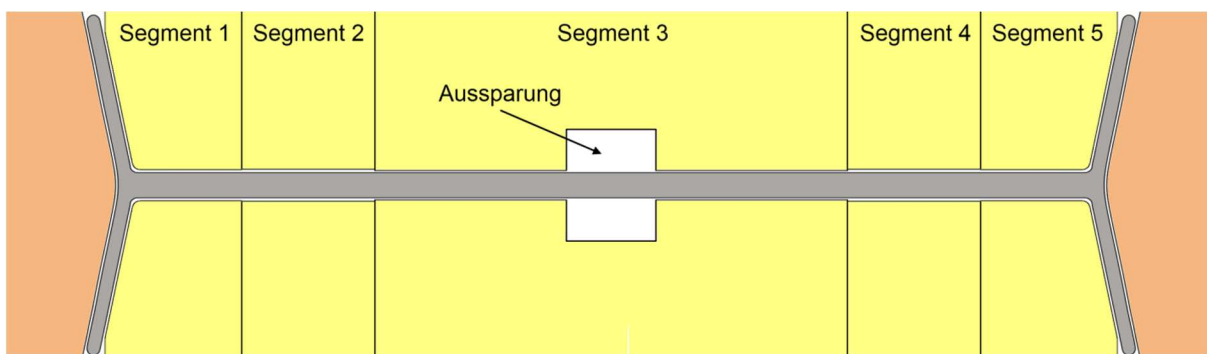


Abb. 4.46: Schematische Darstellung der Geometrien der segmentierten Hilfswalzen

entstehen nach zwei Spaltprofilierschritten leichte Druckeigenspannungen, welche sich nach vier Schritten in leichte Zugeigenspannungen umkehren. Nach sechs Schritten bestehen hier Zugeigenspannungen von etwa 130 MPa. In einem Abstand von 28 bzw. 29 mm von der Profilmitte werden nach zwei Schritten zunächst leichte Zugeigenspannungen erzeugt, welche sich jedoch nach vier und sechs Schritten in Richtung leichter Druckeigenspannungen verschieben. Die Unterschiede zwischen 15 mm und 29 mm (28 mm) hinsichtlich der Eigenspannungsentwicklung sind auf die geringfügig unterschiedlichen Hilfswalzendurchmesser zurückzuführen. Der größere Durchmesser von Segment 3 führt in 15 mm Abstand zur Profilmitte zu einem stärkeren Auswalzen als es bei den Segmenten 2 und 4 in einem Abstand von 29 mm der Fall ist. Dies resultiert in den beobachteten leichten Druckeigenspannungen in 15 mm Abstand zur Profilmitte. Die vierte Messposition im Steg wurde mit einem Abstand von 6 mm zum Spaltgrund für alle Profile konstant gehalten. Diese Position stellt den Übergangsbereich zwischen dem Steg und den Flanschen dar. Die mit einem Bandzugfaktor von 1,2 % hergestellten Spaltprofile weisen an dieser Position deutliche Druckeigenspannungen auf, wobei das Spannungsniveau von 200 MPa nach zwei Schritten auf etwa 290 MPa nach sechs Schritten ansteigt.

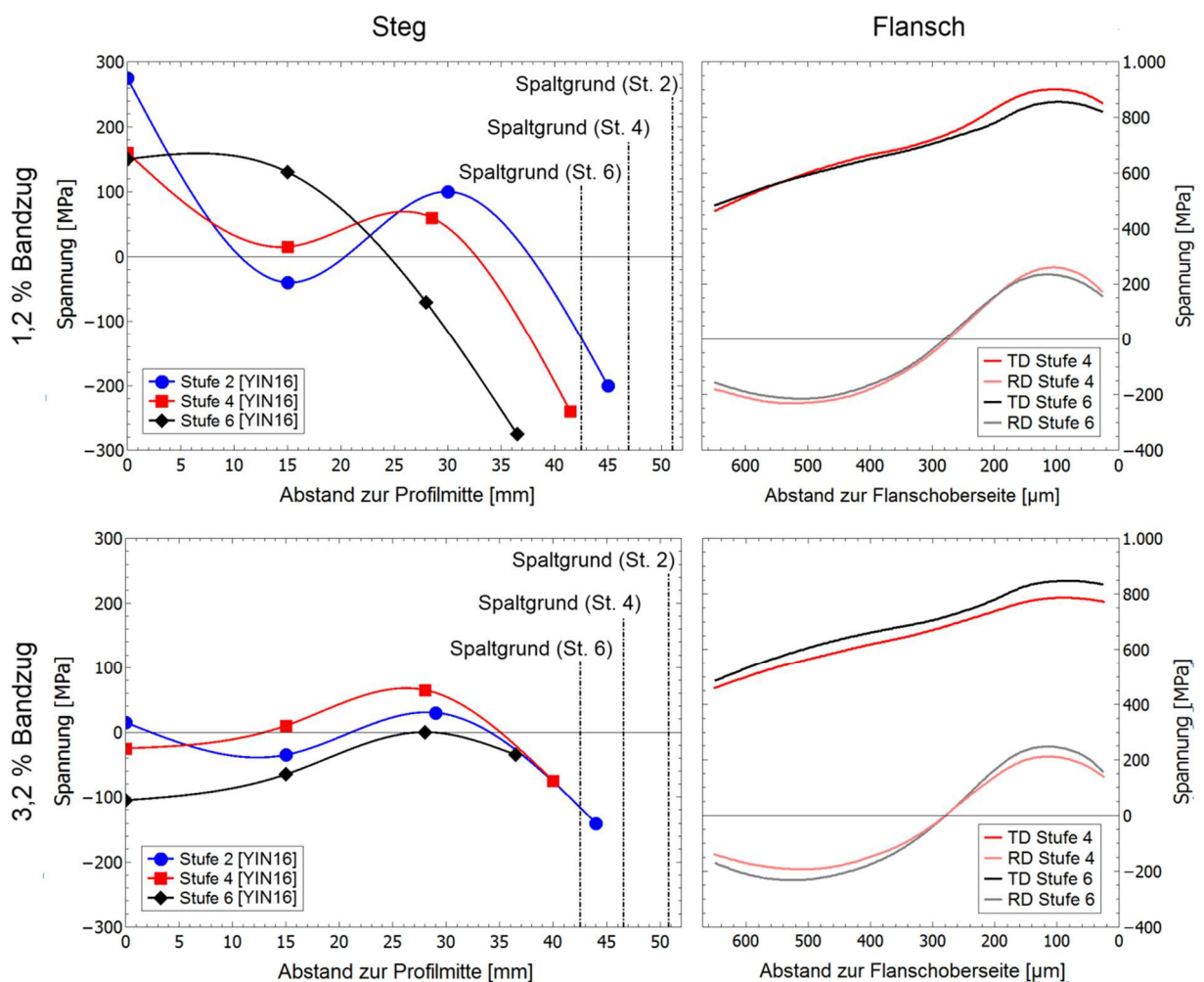


Abb. 4.47: Entwicklung der Eigenspannungsverläufe im Flansch und im Steg von Spaltprofilen aus ZStE500 (schmales Profil) nach 2, 4 und 6 Spaltprofilierstufen

Die Eigenspannungsverteilungen der mit einem Bandzugfaktor von 3,2 % hergestellten Spaltprofile weisen im Stegbereich gegenüber den mit 1,2 % Bandzug hergestellten Spaltprofilen insgesamt deutlich geringere Eigenspannungsniveaus auf (siehe Abb. 4.47 links). In der Profilmitte entwickeln sich im Laufe des Spaltprofilierprozesses im Gegensatz zu den mit 1,2 % Bandzug hergestellten Profilen leichte Druckeigenspannungen von etwa 100 MPa nach sechs Schritten. Die Eigenspannungen im Abstand von 15 mm und 29 mm zur Profilmitte bewegen sich zwischen 80 MPa Zug- und Druckeigenspannungen. Qualitativ sind hier ähnliche Unterschiede zwischen den beiden Positionen wie bei 1,2 % Bandzug zu beobachten. In 15 mm Abstand entstehen tendenziell Druckeigenspannungen und in 19 mm Abstand tendenziell Zugeigenspannungen. An der Messposition im Übergangsbereich zwischen dem Steg und den Flanschen liegen auch bei einem Zugfaktor von 3,2 % Druckeigenspannungen vor. Die Spannungsniveaus sind jedoch deutlich geringer als bei den mit 1,2 % Bandzug hergestellten Spaltprofilen und im Gegensatz zu diesen sinken die Druckspannungen im Verlauf des Spaltprofilierprozesses von anfänglich 140 MPa nach zwei Schritten auf unter 50 MPa nach sechs Schritten.

Zusammenfassend lässt sich feststellen, dass sich die Eigenspannungen im Flansch mit weiteren Spaltprofilierschritten nicht wesentlich ändern und weitestgehend unabhängig vom eingestellten Bandzugfaktor sind. Im Steg entwickeln sich im Übergangsbereich zwischen Steg und Flanschen im Allgemeinen Druckspannungen und in der Mitte des Stegs eher Zugspannungen. Die Eigenspannungen im Steg sind dabei deutlich vom Bandzugfaktor abhängig. So entwickeln sich bei dem höheren Bandzugfaktor flachere Eigenspannungsverläufe mit geringeren Zug- und Druckspannungen.

4.4.3. Bohrloch-Verfahren vs. Freischneidemethode

Das Auftreten lokaler plastischer Verformung bei hohen Eigenspannungsniveaus aufgrund von Spannungsüberhöhungen im Bereich des Bohrlochs bedeutet, dass die plastische Materialerigenschaften bei Einsatz der Bohrlochmethode möglichst genau bekannt sein müssen. Darüber hinaus sind in Bezug auf die Messpositionen aufgrund der Größe der Bohrlochrosetten Einschränkungen zu berücksichtigen. So sind zum Beispiel Messungen in der Nähe der Flanschspitze nicht möglich. Krümmungen der Oberfläche sind ebenfalls zu vermeiden, weshalb bei Messungen in der Nähe des Spaltgrundes die Ungenauigkeiten stark zunehmen. Zur Validierung der Bohrlochmethode und zur Untersuchung möglicher Eigenspannungsgradienten vom Spaltgrund in Richtung Flanschspitze wurde daher ergänzend die Freischneidemethode eingesetzt.

Nach dem Freischneiden eines Flanschsegmentes und sukzessivem Materialabtrag von der Flanschunterseite aus konnte durch Messung der Durchbiegung des Flanschsegments nach jedem Abtragschritt unter Einsatz einer FE-Simulation dieses Prozesses der Eigenspannungsverlauf in Flansch-Dickenrichtung bestimmt werden. Dabei ist zu berücksichtigen, dass es durch das initiale Freischneiden zur Relaxation übergeordeter Eigenspannungen kommt, sodass sich im Flanschsegment ein neues Gleichgewicht zwischen Zug- und Druckeigenspannungen einstellt. Auf den qualitativen Eigenspannungsverlauf in Flansch-Dickenrichtung hat dies jedoch keinen Einfluss. Dem ermittelten Eigenspannungsverlauf wurde daher für den Vergleich mit dem, über das Bohrloch-Verfahren, bestimmten Verlauf lediglich eine konstante Spannung aufaddiert (siehe Abb. 4.48). Für Flansche von Spaltprofilen

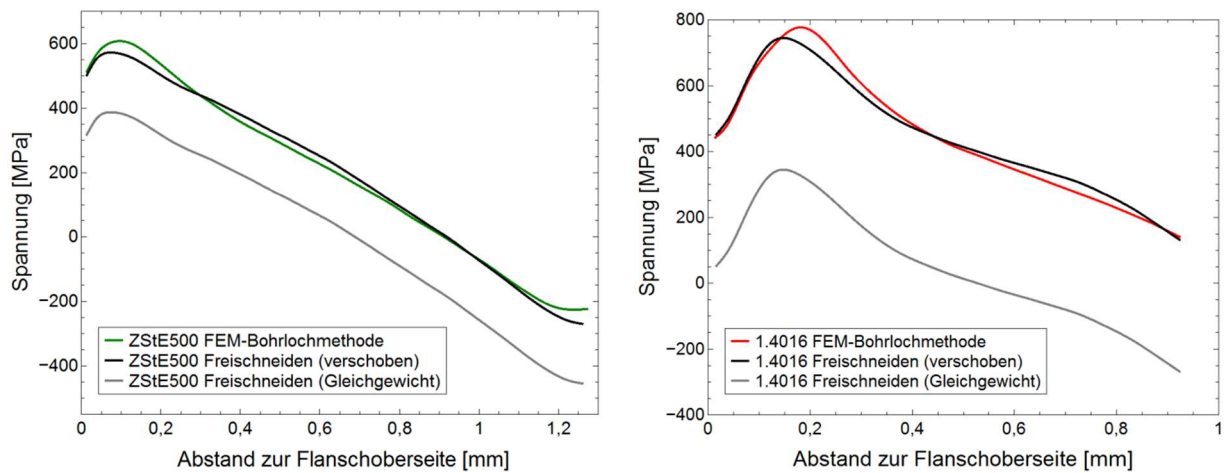


Abb. 4.48: Vergleich der über Bohrlochmethode und Freischneidemethode ermittelten Eigenspannungsverteilungen in Flanschen aus ZStE500 (links) und 1.4016 (rechts)

aus 1.4016 sind dies 400 MPa und für den ZStE500 (breites Profil) sind es 185 MPa Zugspannung. Insgesamt ist eine gute Übereinstimmung mit den, mittels Bohrloch-Verfahren bestimmten, Verläufen festzustellen. Die Abweichungen liegen bei unter 10 %. Die größten Abweichungen gibt es im Bereich der Zugeigenspannungsmaxima, mit geringeren Spannungen und näher in Richtung der Flanschoberseite verschobenen Maxima im Fall der Freischneidemethode.

Die Abhängigkeit des in Flansch-Dickenrichtung vorherrschenden Eigenspannungsgradienten von der Position im Flansch wurde an Flanschsegmenten untersucht, die in jeweils 1 mm Abstand zueinander aus einem Flansch eines Spaltprofils aus ZStE340 herausgetrennt wurden. Basierend auf der jeweiligen Durchbiegung und unter Annahme eines linearen Spannungsgradienten von der Flanschoberseite zur Flanschunterseite ergibt sich unter Einsatz von Gleichung 2.30 der Verlauf des Eigenspannungsgradienten von der Flanschspitze in Richtung Spaltgrund (siehe Abb. 4.49). Im Bereich der Flanschspitze ergibt sich mit dieser

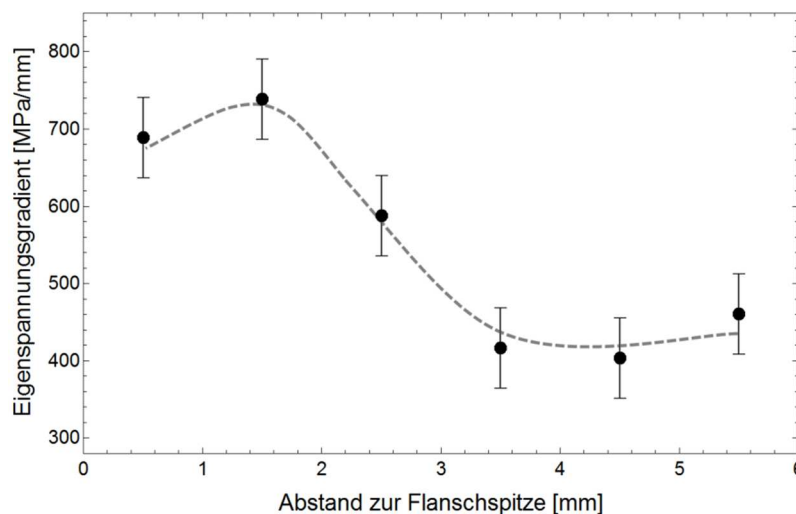


Abb. 4.49: Mittels Freischneidemethode bestimmte Eigenspannungsgradienten in Flansch-Dickenrichtung in Flanschen aus ZStE340, in Abhängigkeit vom Abstand zur Flanschspitze

Methode ein Eigenspannungsgradient von der Flanschoberseite zur Flanschunterseite von etwa 700 MPa. Dieser Wert entspricht sehr gut der mittleren Steigung im linearen Bereich des, über das Bohrloch-Verfahren ermittelten, Eigenspannungsgradienten in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016. (vgl. Abb. 4.50). In einem Abstand zwischen 1,5 und 3,5 mm von der Flanschspitze sinkt der Eigenspannungsgradient auf etwa 400 - 450 MPa und bleibt auf diesem Niveau bis zum Spaltgrund. Bei diesen Ergebnissen ist zu beachten, dass die Durchbiegung der Flanschsegmente durch die auf den Eigenspannungen basierenden Biegemomente hervorgerufen wird. Das bedeutet, dass eine nur wenig verringerte Spannung an der Oberfläche, wie sie bei allen drei Werkstoffen an der Flanschoberseite mit der Bohrlochmethode ermittelt wurde, aufgrund der Hebelwirkung zu einer vergleichsweise starken Verringerung des gesamten Biegemoments und damit des abgeschätzten Eigenspannungsgradienten führt.

4.4.4. Eigenspannungen in Spaltprofilen aus verschiedenen Werkstoffen

Die Eigenspannungsgradienten in Dickenrichtung der Flansche von Spaltprofilen aller drei untersuchter Stähle weisen qualitativ sehr große Ähnlichkeiten, quantitativ jedoch auch deutliche Unterschiede auf (siehe Abb. 4.50). Die Eigenspannungsverläufe wurden durchweg unter Anwendung der FE-basierten Analyseverfahren ermittelt. Bei allen Eigenspannungsverläufen fällt auf, dass die Maxima der Zugeigenspannungen nicht direkt an der Flanschoberseite liegen, sondern im Bereich von 100 μm (ZStE500, ZStE340) bzw. 200 μm (1.4016) unterhalb der Flanschoberseite. Die Spannungsniveaus variieren allerdings mit 600 - 850 MPa deutlich. Die weitgehend linearen Bereiche der Eigenspannungsgradienten weisen bei allen untersuchten Stählen nahezu die gleiche mittlere Steigung von etwa 700 MPa/mm auf.

Eigenspannungsmessungen im Spaltgrund wurden ausschließlich an Spaltprofilen aus ZStE340 und 1.4016 durchgeführt. Die Auswertung erfolgte auch hier FE-basiert. Die erhaltenen Eigenspannungsgradienten zeigen dieselben qualitativen Verläufe wie jene in den Flanschen der Profile aus den entsprechenden Werkstoffen (siehe Abb. 4.51). Auffällig

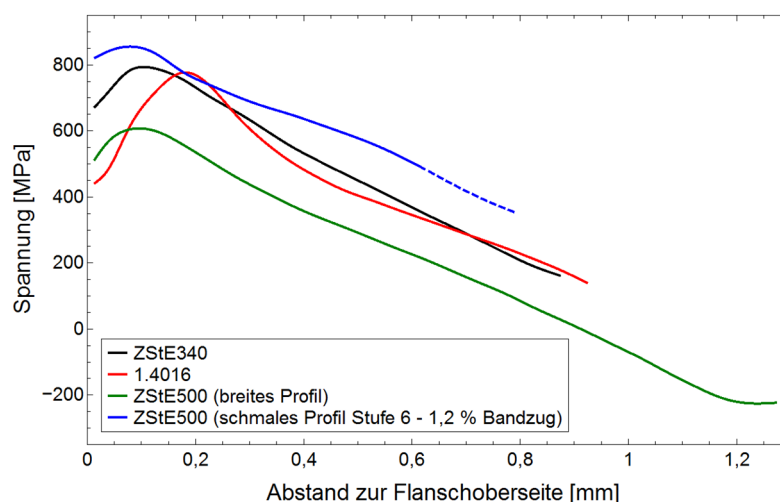


Abb. 4.50: Vergleich der mittels FEM-unterstützter Bohrlochmethode ermittelter Eigenspannungsverteilungen in Flanschen aus ZStE340, ZStE500 und 1.4016

sind gegenüber diesen Verläufen die um 100 - 150 MPa geringeren Zugeigenspannungen an der Flanschoberseite und die geringeren Maximalwerte in 100 μm bzw. 200 μm Tiefe. Bei diesen Ergebnissen ist zu beachten, dass die Oberfläche im Spaltgrund leicht gekrümmt ist. Das bedeutet, dass der Fräskopf beim Bohren der ersten Bohrinkremente nicht vollständig in das Material eindringen kann, sondern vorwiegend Material an den Flanken des Spaltgrunds entfernt wird. Dies wiederum resultiert in geringeren Dehnungen in Profil-Längsrichtung (TD) und letztendlich auch geringeren ermittelten Spannungen in dieser Richtung. Die Krümmung der Oberfläche wurde in den FE-Modellen nicht berücksichtigt, wodurch sich ein nicht zu unterschätzender Fehler ergibt.

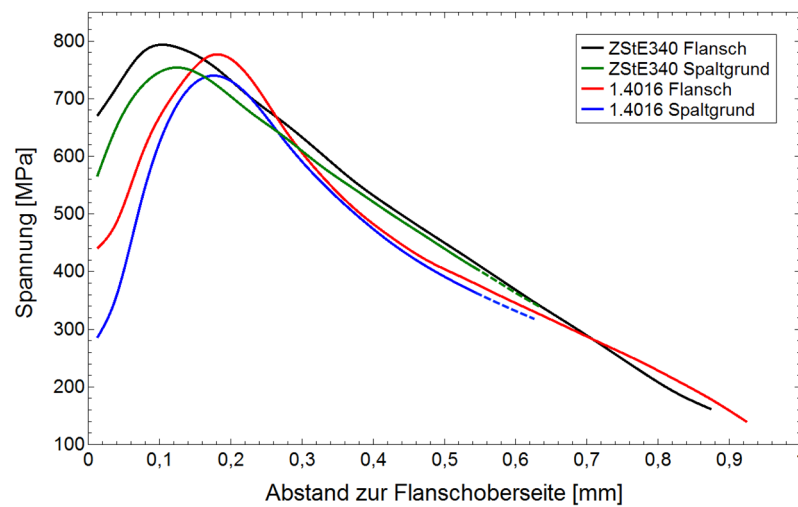


Abb. 4.51: Mittels FEM-unterstützter Bohrlochmethode ermittelte Eigenspannungsverteilungen in Flanschen sowie im Spaltgrund von Spaltprofilen aus ZStE340 und 1.4016



5. Diskussion

Die in dieser Arbeit angestrebte umfassende Charakterisierung der fertigungsinduzierten Eigenschaften von Spaltprofilen beinhaltet die Verifizierung der bereits bekannten charakteristischen Gefüge- und Festigkeitsgradienten (Abschnitt 5.1) sowie die Quantifizierung anisotroper mechanischer Eigenschaften (Abschnitt 5.2). Das Umformvermögen sowie die angewandten Strategien zu dessen Steigerung werden in Abschnitt 5.3 diskutiert. Des Weiteren werden die Ursachen und charakteristischen Verteilungen der fertigungsinduzierten Eigenspannungen in Spaltprofilen erörtert, für deren korrekte Bestimmung die in den Abschnitten 5.1 und 5.2 diskutierten fertigungsinduzierten Eigenschaften berücksichtigt werden müssen. Das Potential einer gezielten Ausnutzung der fertigungsinduzierten Eigenschaften von Spaltprofilen (Anisotropie und gesteigerte Festigkeit) wird abschließend in Abschnitt 5.6 anhand eines Fallbeispiels veranschaulicht.

5.1. Gefüge und Festigkeit von Spaltprofilen

Die im Rahmen dieser Arbeit durchgeführten Untersuchungen an Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 bestätigen die Erkenntnisse früherer Arbeiten bezüglich der Entwicklung des UFG-Gradientengefüges und der Festigkeitsgradienten in den erzeugten Flanschen. Die beim Spaltprofilieren eingebrachten hohen Umformgrade lassen an der Flanschoberseite ein UFG-Gefüge entstehen (vgl. Kapitel 2.1.1). Aufgrund der gleichbleibenden Verformungsmodi und der gleichbleibenden Verformungsrichtung entsteht ein Pancake-Gefüge mit sehr hohen Kornstreckungsgraden. Der Dehnungsgradient innerhalb der Prozesszone resultiert in einem Gefüge- und Festigkeitsgradienten in Flansch-Dickenrichtung. Grenzflächendichte und Festigkeit nehmen mit zunehmendem

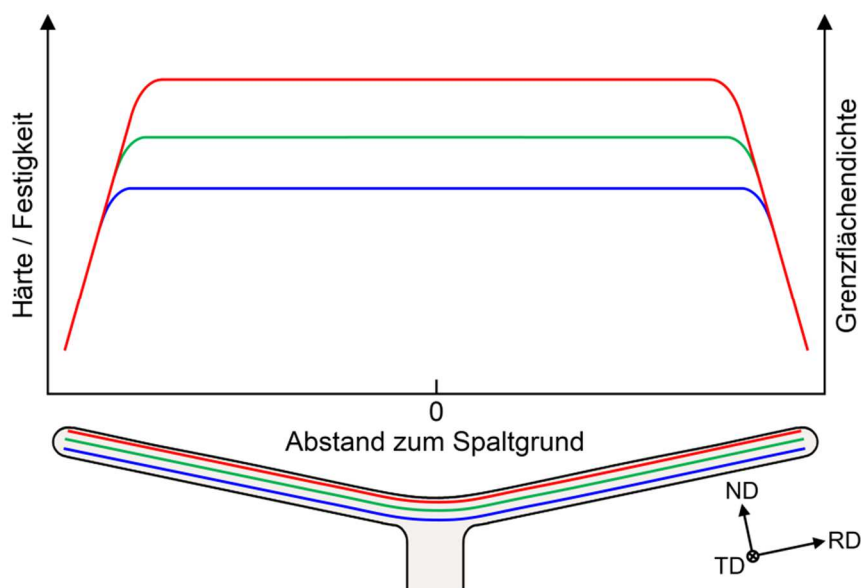


Abb. 5.1: Schematische Darstellung der Verteilungen der Härte bzw. Festigkeit und der Korngröße (Grenzflächendichte) in den Flanschen von Spaltprofilen; die jeweiligen Verläufe sind konstant in TD

Abstand zur Flanschoberseite exponentiell ab (vgl. Abb. 4.5 und Abb. 4.22). Nach wenigen Spaltprofilierschritten stellt sich ein stationärer Zustand ein, sodass die Gradienten im ausgeformten Flansch sowohl in RD, als auch in TD konstant sind, mit Ausnahme der Bereiche um die Flanschsippen (siehe Abb. 5.1). Dieser Aspekt wurde aufgrund der umfangreichen Charakterisierungen in früheren Arbeiten nicht näher betrachtet. Die Härte- bzw. Festigkeitssteigerung im Flansch durch die Kombination aus Kaltverfestigung und Kornfeinung ist abhängig vom Ausgangswerkstoff und dessen Verformungszustand. So zeigt der δ -ferritische Stahl 1.4016 eine Festigkeitssteigerung gegenüber dem Anlieferungszustand von 134 % an der Flanschoberseite, während der in einem bereits signifikant kaltgewalzten Zustand angelieferte ZStE500 lediglich eine Festigkeitssteigerung von etwa 65 % zeigt. Das Verhältnis der Festigkeiten der Flanschober- und Flanschunterseiten ist jedoch mit einem Wert von etwa 1,3 für alle untersuchten Werkstoffe konstant (siehe auch

Tabelle 5.1). Ursache hierfür dürften die bei allen Werkstoffen weitestgehend gleichen Geometrien der Prozesszonen und die somit auch gleichen eingebrachten Dehnungsgradienten sein.

Ein Aspekt, welcher in früheren Arbeiten nur wenig betrachtet wurde, ist das Gefüge unmittelbar an der Flanschoberseite. Die EBSD-Messungen an Flanschen aus ZStE340 haben gezeigt, dass direkt an der Flanschoberseite eine Rotation der Walztextur (15° um TD), geringere Kornstreckungsgrade und geringere GWKG-Anteile als im darunterliegenden Material ($50\ \mu\text{m}$ Tiefe) vorliegen. Diese Unterschiede sind Resultat zusätzlicher Scherverformung aufgrund von Reibung zwischen den Spaltwalzen und den Flanschen. Von Bedeutung sind diese Aspekte im Hinblick auf nachträgliche Umformoperationen (Biegung/Walzprofilieren) und vor allem bezüglich Wärmebehandlungen zur Steigerung des Umformvermögens (siehe Abschnitt 5.3).

Tabelle 5.1: Härte der Flansche, relative Härtesteigerung und Verhältnis zwischen Ober- und Unterseite

	Härte [HV0,05]			Verhältnis Flanschoberseite zu Flanschunterseite
	Ausgangsblech	Flanschoberseite	Flanschunterseite	
ZStE500	230	380 (+ 65 %)	295 (+ 28 %)	1,29
ZStE340	155	345 (+ 122 %)	265 (+ 71 %)	1,30
1.4016	156	365 (+ 134 %)	280 (+ 80 %)	1,30

5.2. Anisotrope Eigenschaften

Die Ursache für die makroskopisch anisotropen mechanischen Eigenschaften der Flansche von Spaltprofilen liegt in ihrer kristallographischen Textur begründet. Wie in Kapitel 2.4 beschrieben, führt plastische Verformung bei Metallen generell zur Entwicklung kristallographischer Texturen. Die Art und Intensität der dabei dominierenden Orientierungen sind abhängig vom Umformgrad und vom Umform-Modus. Im Folgenden werden die Zusammenhänge zwischen den fertigungsinduzierten Texturen und der elastischen und plastischen Anisotropie sowie der Einfluss des erzeugten Pancake-Gefüges auf diese diskutiert.

5.2.1. Elastische Anisotropie

Zusammenhang zwischen Textur und Anisotropie

Die Texturgradienten innerhalb der Flansche von Spaltprofilen hängen von zwei Aspekten ab. Zum einen hat die Textur des Ausgangsblechs einen Einfluss, da die Kornorientierungen im Flansch aus den Kornorientierungen im Ausgangsblech durch verformungsbedingte Orientierungsrotation hervorgehen. Zum anderen ergeben sich durch den Materialfluss innerhalb der Prozesszone Änderungen der Kornorientierungen, abhängig vom Umformgrad und Umform-Modus. Aufgrund dieser Zusammenhänge ist es hilfreich, zunächst die Texturen der untersuchten Werkstoffe im Anlieferungszustand zu betrachten. Die Herstellungshistorie der Stähle ist nicht im Detail bekannt, es lassen sich anhand der Texturen diesbezüglich jedoch einige Schlüsse ziehen. Die niedriglegierten Stähle ZStE340 und ZStE500 besitzen Fasertexturen mit α - und γ -Faser, wobei die Orientierungen vom Typ $\{112\}\langle 110 \rangle$ die höchsten Intensitäten aufweisen. Die Entwicklung derartiger Texturen ist allein durch Kaltwalzen möglich, sie können jedoch auch ein Resultat intermediärer Wärmebehandlung mit Rekristallisation und abschließendem Kaltwalzen sein. Die vergleichsweise geringen Texturintensitäten und weitestgehend gleichachsigen Körner sprechen eher für letzteren Fall. Auch beim chromlegierten Stahl 1.4016 besitzen die Orientierungen vom Typ $\{112\}\langle 110 \rangle$ die höchsten Intensitäten. Aufgrund der Tatsache, dass der δ -ferritische Stahl bei Wärmebehandlungen keine Phasenumwandlung erfährt und somit auch das Warmwalzen in der kubisch raumzentrierten Phase erfolgt, entwickeln sich bei der Herstellung von Blechen aus 1.4016 ausgeprägte Walztexturen mit sehr hohen Intensitäten der gedrehten Würfellage $\{001\}\langle 110 \rangle$ [RAA96]. Bei den Texturen der in dieser Arbeit verwendeten Bleche aus 1.4016 fehlt die gedrehte Würfellage jedoch völlig, was auf eine Rekristallisationswärmebehandlung hindeutet, bei der die α -Faser fast völlig verschwindet und die Intensität der γ -Faser zunimmt. Die hohe Intensität der $\{112\}\langle 110 \rangle$ Orientierung deutet wiederum auf ein abschließendes Kaltwalzen hin. In Blech-Dickenrichtung ist der 1.4016 nicht völlig homogen, bedingt durch die fehlenden Phasenumwandlungen im Herstellungsprozess. Im Bereich der Oberfläche kommen aufgrund von Reibung zu der γ -Faser noch Scherkomponenten wie die Goss-Orientierung $\{110\}\langle 001 \rangle$ hinzu.

Aufgrund der sehr hohen Umformgrade im Spaltprozess hat die Textur der Ausgangsbleche an der Flanschoberseite keinen erkennbaren Einfluss auf die Texturentwicklung. In allen untersuchten Spaltprofilen liegen hier Walztexturen mit α - und γ -Faser vor, wobei die höchsten Intensitäten im Bereich der Orientierungen vom Typ $\{001\}\langle 110 \rangle$ und $\{111\}\langle 112 \rangle$ auftreten. Diese Orientierungen sind bei Walzprozessen (krz-Metalle) die stabilsten Lagen, bei denen für entsprechende plastische Dehnungen die niedrigste Energie in Form von Versetzungen im Gefüge gespeichert wird [DIL01]. Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite nimmt der Umformgrad ab. Bedingt durch die geringeren Orientierungsrotationen beeinflusst dabei die Textur der Ausgangsbleche zunehmend die sich entwickelnde Textur im Flansch. Aufgrund dessen bestehen Unterschiede in den Texturgradienten der Flansche von Spaltprofilen aus den niedriglegierten Stählen ZStE500 und ZStE340 und dem δ -ferritischen 1.4016.

Bei den Spaltprofilen aus ZStE340 und ZStE500 geht die Walztextur (Fasertextur) der Flanschoberseite in Richtung Flanschunterseite graduell in eine Textur mit eher diskreten Orientierungen vom Typ $\{001\}\langle 110 \rangle$ und $\{110\}\langle 001 \rangle$ über und nimmt gleichzeitig an

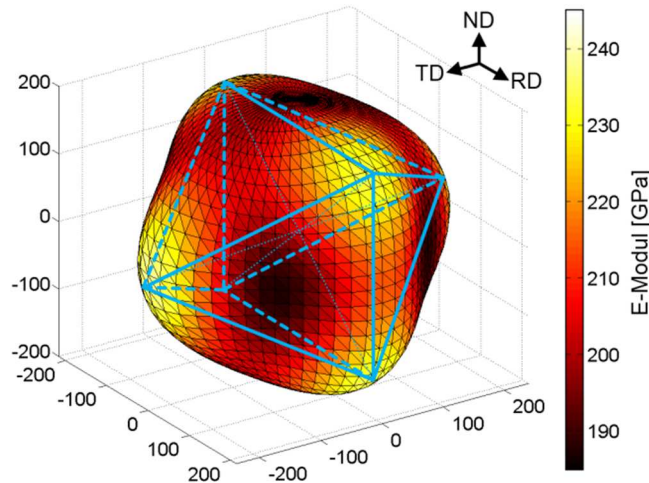


Abb. 5.2: Oktaedrische räumliche E-Modul-Verteilung für Flansche von Spaltprofilen aus ZStE340 und ZStE500

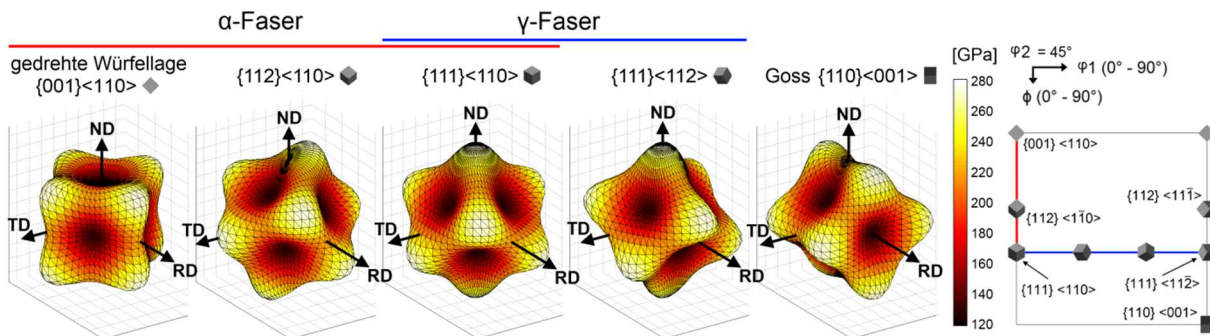


Abb. 5.3: Räumliche E-Modul-Verteilung von α -Eisen (Einkristall) für die wichtigsten in Flanschen von Spaltprofilen auftretenden kristallographischen Orientierungen

Intensität ab. Intermediär tritt dabei auch die bei kubisch raumzentrieten Metallen seltener zu beobachtende ε -Faser ($\langle 001 \rangle \parallel \text{TD}$) auf, welche höchstwahrscheinlich durch Scherung aus $\{001\}\langle 110 \rangle$ und $\{111\}\langle 112 \rangle$ (im Ausgangsblech) hervorging. Der richtungsabhängige E-Modul ändert sich trotz dieses ausgeprägten Texturgradienten in Dickenrichtung der Flansche kaum. Die dreidimensionale E-Modul-Verteilung nimmt über die gesamte Flanschdicke etwa die Form eines Oktaeders an (siehe Abb. 5.2). Diese Verteilung ergibt sich durch Überlagerung der entsprechend den Kornorientierungen rotierten E-Modul-Verteilungen des Eisen-Einkristalls (vgl. Abb. 5.3). An der Flanschoberseite ergibt sich die oktaedrische Verteilung durch die Kombination der α - und der γ -Faser, welche sich überwiegend aus $\{001\}\langle 110 \rangle$, $\{112\}\langle 110 \rangle$, $\{111\}\langle 110 \rangle$, und $\{111\}\langle 112 \rangle$ zusammensetzen. Es ist leicht vorstellbar, dass die Kombination der an der Flanschunterseite dominierenden Orientierungen vom Typ $\{001\}\langle 110 \rangle$ und $\{110\}\langle 001 \rangle$ eine vergleichbare makroskopische E-Modul-Verteilung ergibt. Der graduelle Übergang von der Fasertextur an der Flanschoberseite zu der von einzelnen Orientierungen dominierten Textur an der Flanschunterseite kompensiert hinsichtlich des richtungsabhängigen E-Moduls die Abnahme der Texturintensität, sodass trotz erheblich schwächerer Textur die Anisotropie an der

Flanschunterseite die gleiche Ausprägung besitzt wie an der Flanschoberseite. Somit lässt sich das elastische Verhalten der Flansche durch einen einzigen Steifigkeitstensor bzw. eine einzige E-Modul-Verteilung beschreiben.

Die Flansche von Spaltprofilen aus 1.4016 besitzen an der Flanschoberseite ebenfalls eine Walztextur mit α - und γ -Faser. Die resultierende E-Modul-Verteilung ist hier gut mit jener der Flansche aus ZStE340 und ZStE500 vergleichbar. Im Gegensatz zu den niedriglegierten Stählen schließt der Texturgradient in Flanschen aus 1.4016 nicht nur das Verschwinden der γ -Faser und das Auftauchen der Goss-Lage ein, sondern es taucht mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite eine weitere Textur-Faser mit $\langle 001 \rangle \parallel \text{ND}$ auf. Diese neue Faser enthält auch die Würfel-Orientierung $\{001\} \langle 100 \rangle$, welche im Allgemeinen nicht bei Verformungstexturen von Blechen kubisch raumzentrierter Metalle beobachtet wird, sondern vor allem als Komponente spezieller Rekristallisationstexturen vorkommt [SHA14]. Die Ursache für das Auftreten dieser Orientierung in den Flanschen von Spaltprofilen aus 1.4016 kann an dieser Stelle nicht eindeutig geklärt werden. Das Vorhandensein der Goss-Lage im 1.4016-Ausgangsblech liefert jedoch einen Anhaltspunkt. Durch Scherung kann diese Orientierung in die Würfel-Orientierung überführt werden. Hierbei ist zu beachten, dass die Walzrichtung RD im Ausgangsblech der Transversalrichtung TD im Flansch entspricht. Ein weiterer Unterschied gegenüber den Texturen der niedriglegierten Stähle besteht im Fehlen der transienten ε -Faser im Texturgradienten. Die Ursache hierfür dürfte in der geringen Intensität der gedrehten Würfellage im 1.4016-Ausgangsblech liegen. Für die elastische Anisotropie bedeuten diese Unterschiede in den Texturgradienten, dass bei Flanschen von Spaltprofilen aus 1.4016 auch ein deutlicher Gradient im richtungsabhängigen E-Modul besteht. In der technologisch wichtigen Profil-Längsrichtung (TD) ändert sich der E-Modul von der Flanschoberseite zur Flanschunterseite beispielsweise um über 15 %.

Einfluss der Gefügemorphologie

Der bisher diskutierte Zusammenhang zwischen der kristallographischen Textur und der elastischen Anisotropie berücksichtigt weder die Formen der Körner, noch deren Nachbarschaftsverhältnisse (Mikrotextur) im Gefüge. Eine getrennte Betrachtung dieser beiden Aspekte ist allerdings schwierig. Daher wurden 2D-FE-Modelle erstellt, welche im einen Fall sowohl die Textur, als auch die Mikrostruktur inklusive der Nachbarschaftsverhältnisse wiedergegeben, während im anderen Fall eine völlig regellose Verteilung der gemessenen Orientierungen verwendet wurde. Bei dieser regellosen Verteilung fehlen sowohl die Informationen über die Kornformen, als auch über die Nachbarschaftsverhältnisse. Anhand der Verläufe des richtungsabhängigen E-Moduls zwischen RD und TD (Flachschliff) aus beiden Modellen lässt sich jedoch eine Aussage zum Einfluss der Mikrotextur machen. Im Flachschliff erscheinen die Körner annähernd gleichachsig, sodass die Gefügemorphologie hier nicht ins Gewicht fällt. Unter etwa 45° zwischen RD und TD sind die Unterschiede im E-Modul zwischen einzelnen Texturkomponenten der α - und γ -Faser sehr groß, sodass in dieser Richtung potentielle Einflüsse der Mikrotextur am ehesten zu beobachten wären. Aufgrund der durchweg sehr geringen Unterschiede von weniger als 0,5 % zwischen beiden FE-Modellen (zwischen RD und TD) kann darauf geschlossen werden, dass der Einfluss der Mikrotextur auf die makroskopischen elastischen Eigenschaften zumindest für Gefüge mit globularen Körnern vernachlässigbar gering ist. Für Gefüge mit hohen Kornstreckungsgraden kann ein Einfluss der Mikrotextur jedoch weiterhin nicht völlig ausgeschlossen werden. Die

größten Kornstreckungsgrade und auch die größten Unterschiede zwischen beiden FE-Modellen sind im Querschliff zu beobachten. Zur Bewertung dieser Unterschiede ist es hilfreich die Verteilungen der Spannungen und Dehnungen im FE-Modell des Gefüges bei Belastung im elastischen Bereich zu betrachten (siehe Abb. 5.4). Für die Belastung in ND liefert das FE-Modell, welches das Pancake-Gefüge direkt abbildet, einen um 4 GPa (2 %) geringeren E-Modul als das FE-Modell mit zufällig verteilten Orientierungen. In dieser Richtung besitzen die dominierenden Texturkomponenten (gedrehte Würfellage und γ -Faser; vgl. Abb. 5.3) mit 130 GPa und 275 GPa die größten Unterschiede. Die Spannungsverteilung ist hierbei sehr homogen, mit geringen Unterschieden zwischen maximalen und minimalen Spannungen, während die Dehnungsverteilung große Unterschiede in den Dehnungen innerhalb unterschiedlich orientierter Körner aufzeigt (siehe Abb. 5.4 links). Diese Beobachtung zeigt, dass bei Belastung des Pancake-Gefüges in Dickenrichtung der Körner der makroskopische E-Modul in Richtung des Reuss-Mittelwertes, welcher von räumlich konstanten Spannungen im Gefüge ausgeht, verschoben wird. Dementsprechend müsste bei Belastung in RD eine Verschiebung des makroskopischen E-Moduls in Richtung des Voigt-Mittelwertes, welcher von räumlich konstanten Dehnungen im Gefüge ausgeht, zu beobachten sein. Die Dehnungsverteilung ist zwar sehr homogen (siehe Abb. 5.4 rechts), jedoch liefert das FE-Modell mit abgebildeten Körnern auch in dieser Richtung einen um etwa 2 GPa geringeren E-Modul. Hierbei ist zu beachten, dass die Unterschiede im E-Modul zwischen den dominierenden Texturkomponenten in dieser Richtung sehr gering sind. Die idealen Orientierungen der α - und γ -Faser besitzen durchweg

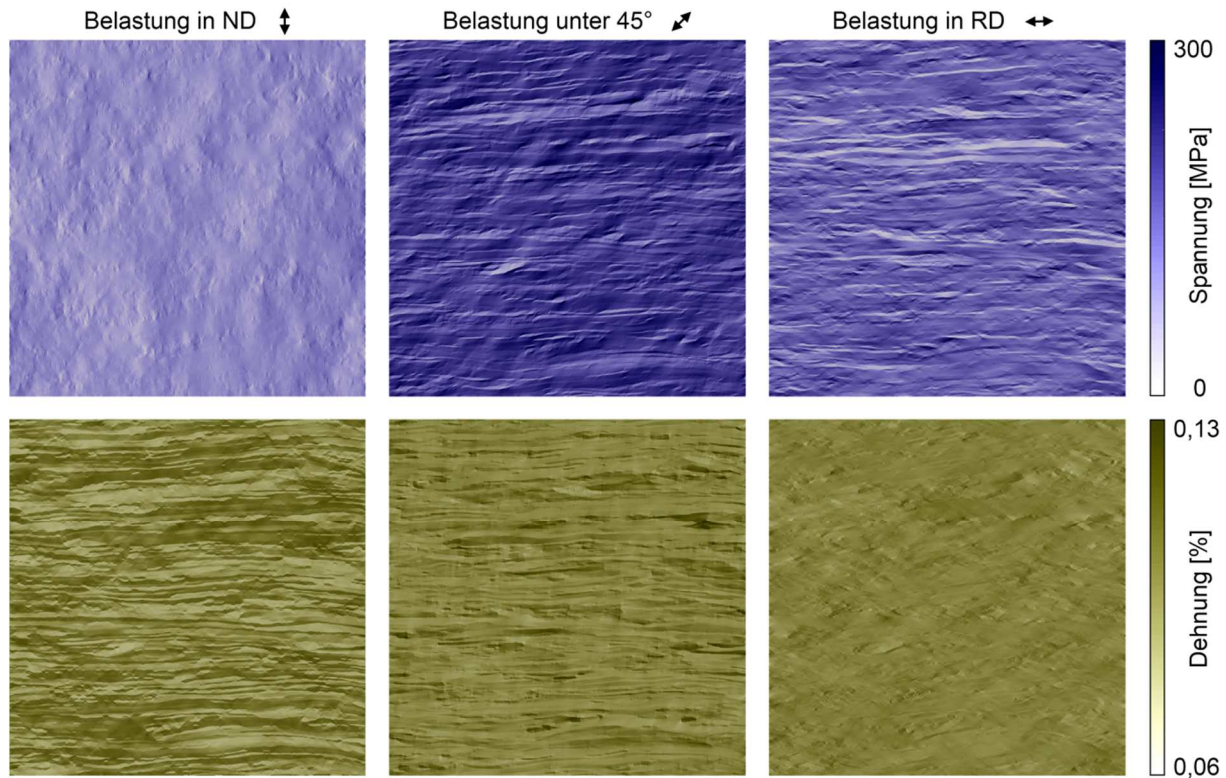


Abb. 5.4: Spannungs- (oben) und Dehnungsverteilungen (unten) in Belastungsrichtung bei Belastung der im Querschliff aufgenommenen Mikrostruktur eines Flansches aus ZStE500 in ND, in RD und unter 45° zwischen RD und ND

E-Moduln von 210 - 220 GPa in dieser Richtung (vgl. Abb. 5.3). Somit ist hier kein großer Gefüge-Einfluss zu erwarten. Die beobachtete Verschiebung ist daher möglicherweise auf Mikrotextur-Einflüsse zurückzuführen. Diesbezüglich dürfte auch die Anisotropie in der Querkontraktion einen Beitrag leisten. In Profil-Längsrichtung (TD) ist die Variationsbreite im E-Modul zwischen den dominanten Texturkomponenten (α - und γ -Faser) mit 210 - 275 GPa deutlich größer als in RD. In TD sind zwar die mittleren Kornstreckungsgrade mit etwa 4 (bei Betrachtung im Längsschliff) merklich geringer, dennoch lässt sich für die Belastung in TD ein geringfügig höherer E-Modul für das 2D-FE-Modell mit abgebildeten Körnern feststellen. Die zu erwartende Verschiebung in Richtung des Voigt-Mittelwertes zeigt sich hier aufgrund der größeren Variationsbreite im E-Modul.

Weiterhin bemerkenswert ist die Verschiebung des E-Moduls um etwa 4 GPa zu höheren Werten für Belastungen unter etwa 50° zwischen ND und RD im Falle des 2D-FE-Modells mit abgebildeten Körnern, gegenüber dem FE-Modell mit regelloser Verteilung der gemessenen Orientierungen (vgl. Abb. 4.36). Die Spannungs- und Dehnungsverteilungen für Belastung unter 45° zwischen RD und ND (nahe 50°) zeigt einen weniger eindeutigen Zusammenhang mit dem Gefüge (siehe Abb. 5.4 Mitte). Die Dehnungsverteilung ist jedoch bei dieser Belastungsrichtung ebenfalls vergleichsweise homogen, mit Ausnahme einiger weniger Körner. Aufgrund der hohen Variationsbreite des E-Moduls zwischen den Texturkomponenten in dieser Richtung (180 - 275 GPa) führen die hohen Kornstreckungsgrade hier ebenfalls zu einer Verschiebung zu höheren Werten (in Richtung des Voigt-Mittelwertes).

Die bisherigen Betrachtungen des Einflusses der Gefügemorphologie auf die elastische Anisotropie beschränkten sich auf zweidimensionale Schnitte und 2D-FE-Modelle. Diese Einschränkung bringt allerdings einige Unzulänglichkeiten mit sich. Zweidimensionale Gefüge sind als freie Oberflächen zu betrachten, bei denen die Verformung innerhalb der Körner nicht durch ansonsten benötigte Kompatibilität mit benachbarten Körnern in der dritten Dimension eingeschränkt ist. Darüber hinaus müssen in 2D-Mikrostrukturen naturgemäß alle Verformungspfade in der Ebene liegen. Das heißt es ist nicht möglich, dass bei der (elastischen) Verformung auf „einfachere“ Pfade oberhalb oder unterhalb der betrachteten Ebene ausgewichen wird. Diese Einschränkung hat noch weitaus größere Auswirkungen bei plastischer Verformung, weshalb zur Diskussion der plastischen Anisotropie nur 3D-Modelle herangezogen wurden (siehe Abschnitt 5.2.2). Diese Aspekte resultieren bei den 2D-Gefügen in stärkeren Dehnungs- und Spannungslokalisierungen und größeren Unterschieden in Spannungen und Dehnungen innerhalb benachbarter Körner unterschiedlicher Orientierungen und können letztendlich zu abweichenden makroskopischen mechanischen Eigenschaften führen [DIE17, RAM13]. Die Verläufe der richtungsabhängigen E-Moduln zwischen den Hauptachsen RD, TD und ND aus den 3D-FE-Modellen mit globularen und mit gestreckten Körnern zeigen einen deutlich geringeren Einfluss der Gefügemorphologie als die 2D-Mikrostrukturen. Die systematischen Verschiebungen (höhere Maxima und niedrigere Minima) stimmen allerdings qualitativ sehr gut überein. In RD sind die Unterschiede zwischen beiden 3D-FE-Modellen vernachlässigbar gering, während in ND ein um 2 GPa geringerer und in TD sowie unter 50° zwischen ND und RD ein um 2 GPa höherer E-Modul für das 3D-FE-Modell mit gestreckten Körnern zu verzeichnen ist. Bei der Interpretation dieser Ergebnisse ist zu beachten, dass bei den künstlichen Mikrostrukturen (vgl. Kapitel 3.4.5) weder eine Korngrößenverteilung, noch eine Verteilung von Streckungsgraden implementiert wurde. Der mittlere Streckungsgrad der Körner im Querschliff (an der betrachteten Position im Flansch) wurde zwar zu etwa 7 bestimmt, es liegt jedoch auch

eine Vielzahl von Körnern mit erheblich höheren Streckungsgraden von über 15 - 20 vor (vgl. Abb. A.3). Nicht mitberücksichtigt in diesen FE-Modellen ist außerdem die Mikrotextur. Durch Kleinwinkelkorn Grenzen voneinander abgegrenzte Körner mit ähnlicher Orientierung werden zwar statistisch als einzelne Körner betrachtet, aufgrund ihrer vergleichbaren anisotropen mechanischen Eigenschaften verhalten sich diese jedoch quasi als ein Korn. Derartige Gruppierungen von Körnern ähnlicher Orientierung lassen sich sowohl für die α -Faser, als auch für die γ -Faser beobachten.

Zusammenfassend lässt sich sagen, dass einerseits ein systematischer Einfluss der stark gestreckten Körner auf den richtungsabhängigen E-Modul besteht, dieser andererseits jedoch im Verhältnis zum Beitrag der ursächlichen kristallographischen Textur vernachlässigbar gering ist. Allgemein betrachtet ergibt sich für gewalzte Bleche durch die Ausrichtung der gestreckten Körner in Bezug zur Textur eine Verstärkung der Anisotropie mit höheren Maxima und geringeren Minima, verglichen mit der rein texturbedingten Anisotropie. Doch selbst für die sehr hohen Streckungsgrade in Flanschen von Spaltprofilen ist dieser Einfluss aus technologischer Sicht kaum relevant. Werden die Differenzen in den 3D-Modellen als untere Grenze und die Differenzen in den 2D-Modellen als obere Grenze betrachtet, so liegt der Einfluss des Gefüges auf den richtungsabhängigen E-Modul bei 1 - 2 %. Der analytische Ansatz über das geometrische Mittel liefert Ergebnisse die um maximal 2 % von den Ergebnissen aus den erheblich aufwändigeren FE-Modellen abweichen. Aus technologischer Sicht ist daher die Bestimmung der elastischen Anisotropie aus Orientierungsdaten über das geometrische Mittel ausreichend präzise.

5.2.2. Plastische Anisotropie

Ebenso wie auf die elastischen Eigenschaften, haben die kristallographischen Texturen auch einen Einfluss auf die plastischen Eigenschaften der hergestellten Flansche. Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchte Richtungsabhängigkeit der Streckgrenze (0,05 % - Dehngrenze) in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 hat mit ± 8 % (im 3D-FE-Modell) eine ähnlich große Variationsbreite wie die elastische Anisotropie. Ein Vergleich der aus den 3D-FE-Modellen erhaltenen mit den über die Taylor-Faktoren ermittelten Verteilungen der richtungsabhängigen Streckgrenzen zeigt große Diskrepanzen, sowohl qualitativer, als auch quantitativer Natur, zwischen beiden Ansätzen. Die Verwendung des Taylor-Faktors zur Abschätzung der Streckgrenze ist offenbar generell problematisch. Äquivalent zum Voigt-Ansatz für elastische Eigenschaften beschreibt das Taylor-Modell eine obere Grenze für die plastischen Eigenschaften, indem es von einer homogenen Dehnungsverteilung im Material ausgeht [KOC00]. Für ein Modell einer unteren Grenze wird eine homogene Spannungsverteilung im Material angenommen. Das Sachs-Modell kommt dem sehr nahe, ist jedoch keine echte untere Grenze. Bei technisch relevanten plastischen Dehnungen muss die Dehnungsverteilung innerhalb des Materials aus geometrischen Gründen und nötiger Kompatibilität der Körner miteinander weitestgehend homogen sein. Daher liefert der Taylor-Ansatz für die Beschreibung plastischer Verformung im Allgemeinen sehr akkurate Ergebnisse und kommt dem wahren Materialverhalten sehr nahe. Für die kleinen plastischen Dehnungen im Bereich der Streckgrenze liefern beide Modelle keine akkurate Beschreibung des Materialverhaltens, sondern beschreiben diese tatsächlich nur obere und untere Grenzwerte. Diese Unzulänglichkeit des Taylor-Ansatzes zur Abschätzung der Streckgrenzen erklärt die großen Diskrepanzen (Abweichungen bis 12 %) zu den Ergebnissen aus den

Zugversuchen auf der einen Seite und den Ergebnissen aus den FE-Modellen auf der anderen Seite. Dies bedeutet jedoch nicht, dass die Verläufe der richtungsabhängigen 0,05 % - Dehngrenzen aus den FE-Modellen zwangsläufig das wahre Materialverhalten präzise beschreiben. Einige wichtige Aspekte, welche einen großen Einfluss auf die plastischen Eigenschaften haben können, wurden bei den FE-Modellen nicht berücksichtigt. Wie schon für die elastische Anisotropie angemerkt, wurden in den FE-Modellen keine Korngrößenverteilungen und keine Verteilungen von Korn-Streckungsgraden implementiert. Auch die Mikrotextur des Gefüges wurde nicht wiedergegeben. Die Nachbarschaftsverhältnisse können jedoch einen nicht zu unterschätzenden Einfluss auf die Streckgrenze haben. Der Grad der Kompatibilität der (anisotropen) elastischen Verformung benachbarter Körner ist mitbestimmend über auftretende Spannungsüberhöhungen und somit über die Aktivierung von Gleitsystemen in benachbarten Körnern (vgl. Hall-Petch-Beziehung). Ein weiterer, im Modell nicht wiedergegebener Aspekt ist der Korngrenzcharakter. An den Korngrenzen von UFG-Gefügen ist eine große Anzahl an Versetzungen gespeichert und die Korngrenzen selbst haben einen nicht unbedeutenden Anteil am Gesamt-Volumen. Dies begünstigt Korngrenzgleiten als zusätzlichen Verformungsmechanismus.

Unabhängig von den generellen Unzulänglichkeiten der FE-Modelle lassen die Verläufe der 0,05 % - Dehngrenzen der beiden 3D-FE-Modelle mit globularen bzw. gestreckten Körnern auf einen Einfluss der Kornform schließen. Die Abweichungen zwischen beiden Modellen liegen bei maximal 2,6 %. Eine klare Systematik dieser Abweichungen, wie es für die elastische Anisotropie der Fall ist, lässt sich jedoch nicht erkennen.

Für die Herstellung komplexer Profile durch nachträgliche Umformung von Spaltprofilen hat die beobachtete plastische Anisotropie eine untergeordnete Bedeutung. Die vergleichsweise geringen Unterschiede in der richtungsabhängigen Streckgrenze haben bei Biegeprozessen (Walzprofilieren) kaum Einfluss die Form- und Maßgenauigkeit.

5.3. Nachträgliche Umformbarkeit von Spaltprofilen

Spaltprofile stellen einfache Profilgeometrien dar, welche zur Herstellung von Endprodukten oftmals weiteren Umformoperationen, vorzugsweise durch Walzprofilieren, unterzogen werden müssen. Die Umformung beim Walzprofilieren entspricht näherungsweise einer Biegeoperation. Aus diesem Grund ist das Umformvermögen der Flansche von Spaltprofilen unter Biegebelastung von entscheidender Bedeutung.

5.3.1. Spaltprofile im Ausgangszustand

In Übereinstimmung mit früheren Arbeiten zeigen die Flansche der untersuchten Spaltprofile ein sehr geringes nachträgliches Umformvermögen. Bei der Bewertung dieses Umformvermögens muss der Festigkeitsgradient innerhalb der Flansche berücksichtigt werden. Während das Material im Bereich der Flanschunterseite eine noch gut technisch nutzbare Umformbarkeit besitzt, weist das Pancake-UFG-Gefüge an der Flanschoberseite ein sehr geringes Verfestigungs- und Umformvermögen auf. Im uniaxialen Zugversuch wird dies anhand der geringen Gleichmaßdehnung deutlich. Die Zugproben aus Flanschen der Spaltprofile aus ZStE340 und ZStE500 wurden aus den oberen 200 μm unterhalb der



Abb. 5.5: Längsschliff des Einsnürbereichs einer Flansch-Zugprobe aus ZStE340 nach dem Bruch

Flanschoberseite herauspräpariert, um die mechanischen Eigenschaften des UFG-Gefüges zu untersuchen. Gleichwohl liegt mit einem Härteunterschied zwischen Ober- und Unterseite von ca. 20 % innerhalb dieser dünnen Zugproben weiterhin ein merklicher Festigkeits- bzw. Härtegradient vor. Dieser Gradient äußert sich bei den Flach-Zugproben in asymmetrischer Einsnürung, mit sichtbar geringerer Einsnürung im höherfesten Bereich an der Flanschoberseite (vgl. Abb. 5.5). Die Gleichmaßdehnung der Flansch-Zugproben aus ZStE340 und ZStE500 beträgt jeweils lediglich ca. 1 % bei Belastung in Profil-Längsrichtung (TD) und in Quer-Richtung (RD). Erwähnenswert ist die mit über 2 % merklich größere Gleichmaßdehnung unter 45° zwischen RD und TD (ZStE500 Flansch). Dies ist größtenteils der vorhandenen kristallographischen Textur geschuldet und ist somit Ausdruck der plastischen Anisotropie.

Uniaxiale Zugversuche sind zwar gut zur Ermittlung mechanischer Kennwerte geeignet, jedoch sind Umformvermögen und Verformungsverhalten unter Biegebeanspruchung bei Spaltprofilen von größerer technologischer Bedeutung. Das begrenzte Umformvermögen der Flansche äußert sich unter Biegung durch Scherband- und Rissbildung. Im Rahmen früherer Untersuchungen wurden Scherbänder bei Biegebelastung der Flansche nur unter Druckbeanspruchung des UFG-Gefüges beobachtet [KAU13]. Biegung mit Zugbeanspruchung des UFG-Gefüges führte hingegen zu Rissbildung. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten inkrementellen 3-Punkt-Biegeversuche an Flansch-Material von Spaltprofilen aus ZStE340 zeigen gegenüber diesen früheren Beobachtungen klar, dass die Risse unter Zug-Biegebeanspruchung des UFG-Gefüges aus Scherbändern erwachsen. Scherbänder entstehen in den Flanschen unter Druck- und Zug-Biegebelastung in gleichem Maße. Bei



Abb. 5.6: Rissinitiierung an einem Scherband im Flansch eines Spaltprofils aus ZStE340 (links) und Rissausbreitung in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 (rechts, [KAU13]) bei Biegebeanspruchung der Flansche, mit Zug-Biegebelastung des UFG-Gefüges an der Flanschoberseite

Druck-Biegebelastung können sich naturgemäß keine Risse bilden, sodass die Scherbänder nach der Verformung lediglich eine raue Oberfläche mit scharfen Stufen zurücklassen. Bei Zug-Biegebelastung sorgen diese Stufen an der Oberfläche für Spannungskonzentrationen, welche zu Rissbildung führen (siehe Abb. 5.6 links). Die weitere Rissausbreitung geschieht primär entlang der vorhandenen Scherbänder, teilweise mit Richtungsänderungen bei sich kreuzenden Scherbändern, und ist geprägt durch Sekundärrisse entlang der Korngrenzen des Pancake-Gefüges (siehe Abb. 5.6 rechts).

5.3.2. Wärmebehandelte Spaltprofile

Wärmebehandlungen an Spaltprofilen wurden im Rahmen der vorliegenden Arbeit mit dem primären Ziel der Steigerung des Umformvermögens durchgeführt. Aufgrund des fundamentalen Zusammenhangs zwischen dem Gefüge und den entsprechenden mechanischen Eigenschaften ist die Charakterisierung der eingestellten Gefüge von großer Bedeutung. Nachfolgend werden die mit den angewandten Wärmebehandlungsstrategien eingestellten Gefüge und mechanischen Eigenschaften sowie die den Gefüge-Änderungen zugrundeliegenden Mechanismen im Detail diskutiert.

Änderungen im Gefüge

Zwei unterschiedliche Ansätze wurden zur Gefüge-Einstellung gewählt. Der erste Ansatz zur Behandlung der niedriglegierten Stähle ZStE340 und ZStE500 sollte durch eine Wärmebehandlung oberhalb der A_1 -Temperatur ($> 723\text{ °C}$) mit kurzzeitiger Austenitisierung zu einer Gefügeneubildung führen. Dabei sollten möglichst hohe Aufheiz- und Abkühlraten und eine sehr geringe Haltedauer bei der Ziel-Temperatur zum einen die Auflösung der Fe_3C -Ausscheidungen und zum anderen zu starkes Kornwachstum verhindern. Durch die Laser-Wärmebehandlung mit einer Strahl-Geschwindigkeit von 65 mm/s wurde eine Maximaltemperatur an der Oberfläche von annähernd 900 °C erreicht. Trotz der sehr hohen Aufheizrate von etwa 10^4 K/s und der geringen Haltedauer von deutlich unter einer Sekunde kam es zu partieller Auflösung der Zementit-Partikel mit lokaler Martensitbildung und zu signifikantem Kornwachstum mit mittleren Korngrößen an der Flanschoberseite von ca. $5\text{ }\mu\text{m}$. Im Hinblick auf das Ziel der Erhaltung eines Großteils der Festigkeit der Flansche, durch Vermeidung stärkeren Kornwachstums, ist diese Wärmebehandlungsstrategie daher als weniger geeignet zu betrachten.

Der zweite Ansatz sah Wärmebehandlungen unterhalb der A_1 -Temperatur vor. Durch Erholung, Kornwachstum und unter Umständen durch Rekristallisation sollte ein Gefüge mit möglichst globularen Körnern und Korngrößen im Bereich von $1\text{ }\mu\text{m}$ eingestellt werden. Konventionelle Ofen-Wärmebehandlungen haben sich hierfür jedoch bereits bei früheren Arbeiten als wenig geeignet erwiesen (vgl. Kapitel 2.6.3). Erholungs-Wärmebehandlungen bei $450 - 500\text{ °C}$ sind unzureichend, während höhere Temperaturen (klassische Rekristallisationstemperaturen von $600 - 700\text{ °C}$) schnell in abnormalem Kornwachstum mit erheblichem Festigkeitsverlust resultieren. Das Pancake-UFG-Gefüge der Flansche besitzt generell eine sehr große Resistenz gegenüber primärer Rekristallisation, wie sie bei UFG-Gefügen aus SPD-Prozessen häufig beobachtet wird. Die im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Ofen-Wärmebehandlungen bestätigen, dass der Grund für das Auftreten des abnormalen Kornwachstums in der starken Textur und damit verbundener Neigung zu

selektivem Kornwachstum zu suchen ist (vgl. auch Kapitel 2.3.2). Bei mittleren Temperaturen von 350 - 550 °C wachsen in Flanschen von Spaltprofilen bevorzugt Körner der α -Faser [BRU11, BRU14]. Die größten Wachstumsraten sind dabei für die gedrehte Würfellage zu beobachten. Dieses Wachstum ist allerdings intrinsisch begrenzt. Treffen zwei wachsende Körner ähnlicher Orientierung aufeinander, so resultiert dies in der Entstehung einer Kleinwinkelkorngrenze zwischen diesen. Auf diese Weise entstehen größere Bereiche, in denen die Körner ähnlicher Orientierungen durch ein Netzwerk aus Kleinwinkelkorngrenzen voneinander getrennt sind (vgl. Abb. 5.7 links). Aufgrund der geringen Mobilität der Kleinwinkelkorngrenzen ist weiteres Wachstum der α -Faser-Körner erheblich eingeschränkt. Dieser Effekt des behinderten Kornwachstums wurde als erstes durch Juul Jensen als "orientation pinning" beschrieben und stellt eine der Hauptursachen für selektives und abnormales Kornwachstum dar [JEN95, DOH97, ENG98]. Aufgrund der deutlich größeren Migrationsgeschwindigkeiten von Großwinkelkorngrenzen wachsen bei weiterer Wärmebehandlung bevorzugt Körner mit stärker abweichenden Orientierungen, welche durch Großwinkelkorngrenzen abgegrenzt und in die Matrix aus α -Faser-Körnern eingebettet sind (siehe Abb. 5.7 rechts). Diese Prozesse lassen sich auch bei den im Rahmen der vorliegenden Arbeit durchgeführten Ofen-Wärmebehandlungen bei 700 °C an Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE340 beobachten (vgl. Abb. 4.8). Nach 2,5 min Wärmebehandlungsdauer ist noch ein beachtlicher Anteil der Matrix aus α -Faser-Körnern und γ -Faser-Körnern vorhanden, während bereits einige abnormal gewachsene Körner mit Korngrößen von bis zu 10 μm vorliegen. Die Texturintensität in der Matrix, insbesondere die Intensität der gedrehten Würfellage, ist nach 2,5 min Wärmebehandlung im Kammerofen mit dem 52-fachen einer zufälligen Orientierungsverteilung gegenüber dem unbehandelten Ausgangszustand (28-faches einer zufälligen Verteilung) erheblich gesteigert (vgl. Abb. 4.19). Bei diesen Ergebnissen ist zu beachten, dass die Flanschsegmente aufgrund des vergleichsweise geringen Wärmeübergangs im Kammerofen ihre Ziel-Temperatur erst nach einer gewissen Zeit erreichen. Bei einer angenommenen Aufheizrate von 5 K/s ist die Ziel-Temperatur von 700 °C erst nach knapp 2,5 min erreicht.

Das Wärmebehandlungsverhalten des UFG-Gefüges direkt an der Flanschoberseite (bis etwa 20 - 25 μm Tiefe) bei Temperaturen um 700 °C mit hohen Aufheizraten von 10^2 - 10^4 K/s, wie sie bei den Salzbad- und Laser-Wärmebehandlungen erreicht werden, unterscheidet sich stark von dem beobachteten Verhalten bei geringen Aufheizraten im Kammerofen. In der oberflächennahen Schicht ist keine Intensitätssteigerung der α -Faser zu beobachten. Vielmehr kommt es zu einer Randomisierung der Textur mit Bildung eines globularen Gefüges (vgl. Abb. 5.8 oben). Aufgrund der geringen Wärmebehandlungsdauern bleiben die Körner

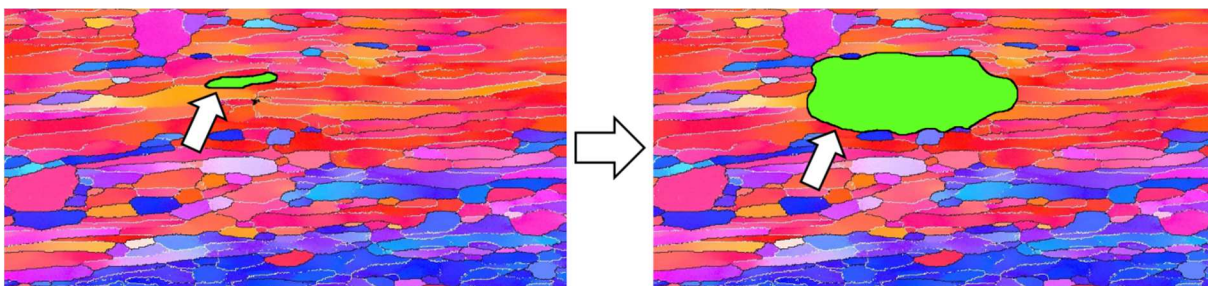


Abb. 5.7: Schematische Darstellung des abnormalen Kornwachstums eines einzelnen Korns, hinein in einen Bereich mit hoher KWKG-Dichte

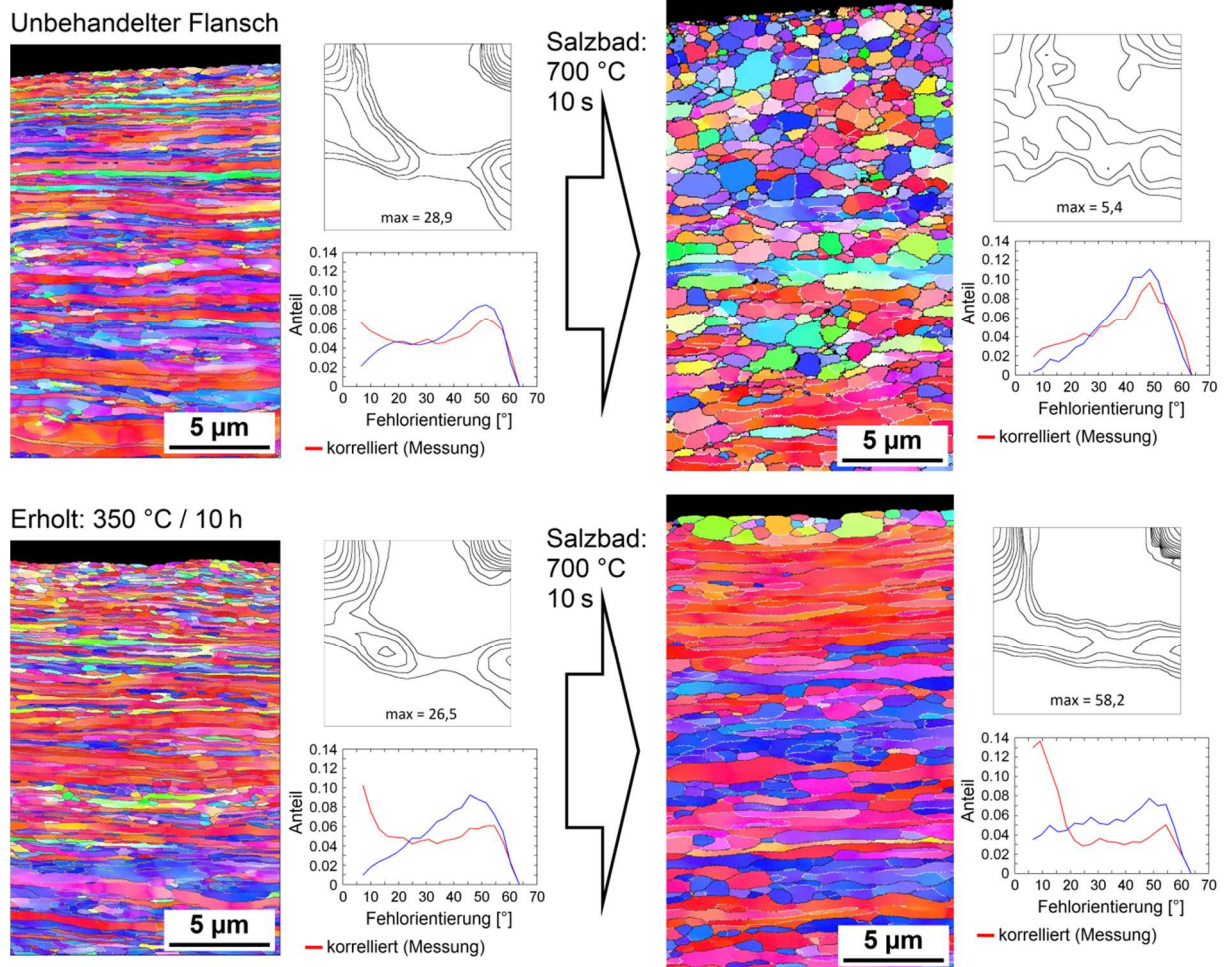


Abb. 5.8: Entwicklung des Gefüges (IPF-Darstellung), der Textur und der Fehlorientierungsverteilung von Flanschen aus ZStE340 durch Salzbad-Wärmebehandlung bei 700 °C, mit und ohne vorangegangene Erholungs-Wärmebehandlung

mit mittleren Durchmessern von 0,5 - 1 μm hier sehr fein. Die resultierende Kornmorphologie, die starke Reduktion der α -Faser-Intensität sowie die Fehlorientierungsverteilung mit einem Anteil an Großwinkelkorngrenzen von annähernd 90 % entsprechen den Charakteristika eines rekristallisierten Gefüges.

Die Heizratenabhängigkeit der Gefügeentwicklung an der Flanschoberseite deutet auf konkurrierende Mechanismen hin, bei denen Erholungsprozesse eine wichtige Rolle spielen. Die Ursache für die verschiedenartigen Gefügeentwicklungen liegt in unterschiedlichen Triebkräften. Zum einen findet krümmungsgetriebene Korngrenzmigration aufgrund unterschiedlicher Korngrößen statt und zum anderen kommt es aufgrund der Unterschiede in der gespeicherten Energie (Versetzungsdichte) innerhalb der Körner unterschiedlicher Orientierungen zu dehnungsinduzierter Korngrenzmigration.

Körner der α -Faser besitzen, als Resultat des geringeren Taylor-Faktors für den vorliegenden Umform-Modus, signifikant größere mittlere Korngrößen. Beispielsweise beträgt in den Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 die mittlere Querschnittsfläche der Körner mit $\{001\}<110>$ Orientierung (gedrehte Würfellage) etwa das Doppelte der Körner anderer Orientierungen (EBSD-Messung im Querschliff, Abb. A.3). Größere Körner besitzen im Allgemeinen eine größere Anzahl an Nachbarn, was wiederum krümmungsgetriebene

Korngrenzmigration begünstigt. Bei ausreichender Erholung des Gefüges durch Wärmebehandlung im Temperaturbereich zwischen 350 °C und 550 °C verschwindet die Triebkraft für dehnungsinduzierte Korngrenzmigration. Somit dominiert bei nachgeschalteten Wärmebehandlungen mit höherer Temperatur (~ 700 °C) krümmungsgetriebene Korngrenzmigration, mit bevorzugtem Wachstum der gedrehten Würfellage (vgl. Abb. 5.8 unten). Aufgrund der geringen Korngrößen und kurzen Diffusionswege laufen Erholungsprozesse in UFG-Gefügen vergleichsweise schnell ab, sodass bei Ofen-Wärmebehandlungen die Verweildauer im mittleren Temperaturbereich (350 - 550 °C) ausreicht, um Dehnungsgradienten effektiv abzubauen. Bei diesen Temperaturen sind Großwinkelkorngrenzen noch nicht mobil, sodass hier dehnungsinduzierte Korngrenzmigration noch keine Rolle spielt.

Bei hohen Aufheizraten, wie sie mittels Laser und Salzbad erreicht werden, sinkt die Verweildauer im mittleren Temperaturbereich erheblich, sodass Erholungsprozesse weniger weit voranschreiten. Die Geschwindigkeit mit der Erholungsprozesse ablaufen ist abhängig von der gespeicherten Energie (Versetzungsdichte), welche wiederum für verschiedene Texturkomponenten unterschiedlich groß ist. Bei kaltgewalzten ferritischen Stählen mit klassischen grob- und feinkörnigen Gefügen laufen Erholungsprozesse am schnellsten in Körnern der γ -Faser ab [PAR97, HUM04]. Als Folge bilden sich die ersten Keime für nachfolgende Rekristallisation auch innerhalb der γ -Faser. Diese orientierte Nukleation ist die Ursache für die Entwicklung der typischen Rekristallisationstexturen von krz-Stählen mit ihrer ausgeprägten γ -Faser. Es liegt nahe anzunehmen, dass diese grundsätzlichen Zusammenhänge auch für UFG-Gefüge zutreffen. Bei den Flanschen von Spaltprofilen kommen weitere Faktoren hinzu. Bei sehr geringen Korngrößen (< 100 nm) liegt der Großteil der Versetzungen an den Korngrenzen vor, sodass das Korninnere weitestgehend versetzungsfrei ist [VAL00, KUM03]. Diese kleinen Körner können als Rekristallisationskeime fungieren. Aufgrund der allgemein größeren Korngrößen der α -Faser-Körner ist die Wahrscheinlichkeit für die Entwicklung derartiger Keime mit α -Faser-Orientierung geringer als für andere Orientierungen. Einen wichtigen Beitrag liefert in diesem Zusammenhang die bereits angesprochene Scherverformung an der Flanschoberseite. Durch die Scherung und die damit verbundene Fraktionierung der Körner entstehen zusätzliche Keime im Gefüge und sinkt der GWKG-Anteil von über 80 % auf etwa 68 %. Diese Faktoren sind von entscheidender Bedeutung für das Ablaufen von Rekristallisationsprozessen.

Der Mechanismus, welcher bei Wärmebehandlungen mit 700 °C Zieltemperatur und hohen Aufheizraten zu dem beobachteten feinkörnig globularen Gefüge an der Flanschoberseite führt, beruht somit auf dehnungsinduzierter Korngrenzmigration mit Wachstum versetzungsfreier Keime. Diese Keime gehören überwiegend der γ -Faser an oder besitzen zufällige Orientierung. Damit entspricht dieser Mechanismus primärer Rekristallisation. Die zusätzliche Scherung an der Flanschoberseite ist eine wichtige Voraussetzung dafür, dass der beobachtete Rekristallisationsprozess ablaufen kann. Damit ist der Unterschied im Wärmebehandlungsverhalten zwischen der oberflächennahen Schicht und dem darunterliegenden Material (> 20 μ m Tiefe), bei dem keine prägnante Abhängigkeit der Gefügeentwicklung von der Heizrate besteht, auf diese Scherung zurückzuführen.

Aufgrund der Vermeidung von Phasenübergängen bei dieser Wärmebehandlungsstrategie dürfte der beschriebene Prozess auch auf Spaltprofile aus 1.4016 übertragbar sein. Voraussetzung ist dabei die überlagerte Scherverformung an der Flanschoberseite, welche durch Minimierung des Einsatzes von Schmiermitteln erreicht werden kann.

Änderungen in den mechanischen Eigenschaften

Bezüglich der resultierenden mechanischen Eigenschaften lassen sich zwischen den durchgeführten Wärmebehandlungen klare Unterschiede erkennen. Im Zugversuch zeigen die bei 700 °C im Ofen wärmebehandelten Proben (2,5 und 3 min) ein sehr ähnliches Verhalten wie das mit 65 mm/s (890 °C) Laser-wärmebehandelte Flansch-Material. Die Gleichmaßdehnung kann mit dieser Behandlung von ca. 1 % auf über 10 % gesteigert. Hierbei ist allerdings zu beachten, dass die plastische Verformung unter uniaxialer Zugbelastung fast ausschließlich über Lüdersbänder abläuft, was eine starke Oberflächenaufrauhung zur Folge hat. Es findet außerdem nahezu keine Verformungsverfestigung statt. Aufgrund der vergleichsweise starken Vergrößerung des Gefüges mit Korngrößen von mehreren Mikrometern (5 - 15 μm) ist durch diese Wärmebehandlungen die Festigkeit deutlich reduziert. Streckgrenze und Zugfestigkeit sind gegenüber dem unbehandelten Flansch um 35 % bzw. 40 % verringert. Im Hinblick auf die angestrebte Einstellung ausreichenden Umformvermögens bei minimalem Festigkeitsverlust sind diese Wärmebehandlungsstrategien daher als weniger geeignet anzusehen.

Die Gleichmaßdehnungen der bei ca. 700 °C im Salzbad (10 s) und mittels Laser (70 mm/s) wärmebehandelten Proben sind mit ca. 2 % weiterhin sehr gering. Zur Bewertung der Duktilität ist die Gleichmaßdehnung unter uniaxialer Zugbelastung allerdings weniger gut geeignet. Dies wird anhand der Steigerungen in der Brucheinschnürung von 34 % im spaltprofilierten Zustand auf 74 - 79 % nach den Wärmebehandlungen deutlich. Die Einschnürung ist darüber hinaus sehr symmetrisch, im Gegensatz zu dem asymmetrischen Einschnürverhalten der unbehandelten Flansch-Zugproben (vgl. Abb. 5.5 und Abb. 5.9). In dieser Symmetrie spiegelt sich die über die Flanschdicke konstante Festigkeit nach der Laser-Wärmebehandlung mit 70 mm/s wieder. Der mittels Laser eingebrachte steile Temperaturgradient sorgt für einen, mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite abnehmenden, Festigkeitsabbau und somit für einen vollständigen Ausgleich des Festigkeitsgradienten der Flansche. Durch die Laser-Wärmebehandlung kommt es zwar zu einer Verringerung der Festigkeit ($R_{p0,2}$ und R_m) an der Flanschoberseite um ca. 20 %, das Gefüge und die Festigkeit in größeren Tiefen ($> 200 \mu\text{m}$, 75 % des Volumens) bleiben jedoch weitestgehend unbeeinflusst, sodass der Festigkeitsverlust im Flansch insgesamt gering ist.

Wie bereits erwähnt, ist aus technologischer Sicht das Verhalten der Flansche unter Biegebelastung von größerer Bedeutung als das Verhalten bei uniaxialer Zugbelastung. Ziel der Wärmebehandlungen war daher primär die Vermeidung der Scherbandbildung unter Biegung. Hier sind durch die Wärmebehandlungen durchweg deutliche Verbesserungen zu verzeichnen (vgl. Abb. 2.29). Durch die Wärmebehandlung im Kammerofen bei

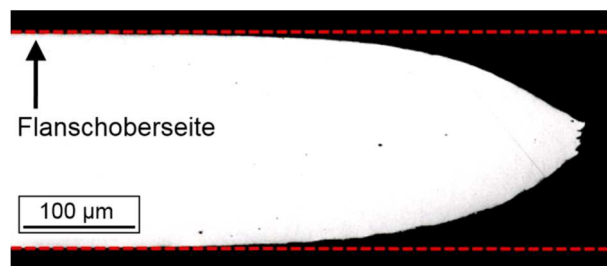


Abb. 5.9: Längsschliff des Einschnürbereichs einer mit 70 mm/s Laser-wärmebehandelten Flansch-Zugprobe aus ZStE340 nach dem Bruch

700 °C (3 min) wird Scherbandbildung vollständig verhindert. Allerdings kommt es bei diesem Wärmebehandlungsverfahren zu einem deutlichen Festigkeitsverlust im gesamten Flansch (25 - 40 %), nicht nur an der Flanschoberseite. Darüber hinaus lassen sich Ofen-Wärmebehandlungen kaum in den kontinuierlichen Herstellungsprozess des Spaltprofilierens mit anschließendem Walzprofilieren integrieren. Laser-Wärmebehandlungen sind dagegen gut für diese Aufgabe geeignet. Sowohl mit Laser-Geschwindigkeiten von 65 mm/s (max. 890 °C), als auch mit 70 mm/s (max. 690 °C) konnten rissfreie Biegungen mit technologisch bedeutsamen Biegeradien von 1 mm erzielt werden. Dehnungslokalisationen durch Scherbänder werden nach Wärmebehandlung mit 65 mm/s nahezu vollständig unterdrückt, wohingegen bei 70 mm/s weiterhin Scherbänder auftreten. Diese sind jedoch weniger scharf lokalisiert und deutlich kürzer. Die Verformung ist insgesamt erheblich homogener, verglichen mit dem unbehandelten Zustand. Von größter Bedeutung für das Umformvermögen ist vermutlich das Ausbleiben scharfer (Scherband-bedingter) Kanten an der Oberfläche, welche im unbehandelten Zustand unter Zug-Biegebelastung zur Rissbildung führen. Das Auftreten von Scherbändern nach Wärmebehandlung mit 70 mm/s ist konsistent mit der vielfach beobachteten Korngrößenabhängigkeit der Duktilität bzw. Gleichmaßdehnung (vgl. Kapitel 2.2.2 und 2.6.3). Offenbar steigt bei Korngrößen $> 1 \mu\text{m}$ die Duktilität und insbesondere die Gleichmaßdehnung sprunghaft an. Die mittlere Korngröße der Körner im globularen Gefüge an der Flanschoberseite der mittels Laser mit 70 mm/s wärmebehandelten Flansche liegt mit ca. 500 nm weiterhin im UFG-Bereich und somit unterhalb dieses wichtigen Schwellwertes. Demgegenüber besitzen die globularen Körner an der Flanschoberseite des bei 700 °C für 10 s im Salzbad wärmebehandelten Materials mittlere Korngrößen von etwa $1 \mu\text{m}$. Die Verformung unter Biegebelastung erfolgt bei diesen Proben ohne Scherbandbildung und insgesamt vollständig homogen (vgl. Abb. 2.29).

Die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen zeigen, dass für Flansche von Spaltprofilen der beste Kompromiss zwischen gesteigertem Umformvermögen und damit einhergehendem Festigkeitsverlust mit Kurzzeit-Laser-Wärmebehandlungen und Maximaltemperaturen an der Flanschoberseite von etwa 700 °C erreicht wird. Durch weitere Optimierung der Prozessparameter sollte es möglich sein die Scherbandbildung, ohne weiteren Festigkeitsverlust, vollständig zu verhindern. (vgl. Gefüge und mechanische Eigenschaften nach Salzbad-Wärmebehandlung).

5.4. Eigenspannungen in Spaltprofilen

Im Zusammenhang mit den Eigenspannungen in Spaltprofilen wird nachfolgend zunächst der Einfluss der Analysemethode auf die ermittelten Eigenspannungen diskutiert. Unter Berücksichtigung der dabei gewonnen Erkenntnisse werden dann die charakteristischen Eigenspannungsverteilungen in Spaltprofilen dargestellt und deren Entstehung im Detail erörtert.

Einfluss der Analysemethode

Konventionelle Analysemethoden für das inkrementelle Bohrloch-Verfahren zur Berechnung der Eigenspannungen aus aufgenommenen Oberflächendehnungen, wie die Differentialmethode oder die (klassische) Integralmethode bzw. das in der ASTM E837 vorgeschlagenen Vorgehen, beziehen plastisches Fließen bei hohen Eigenspannungsniveaus und elastische

Anisotropie bei der Auswertung nicht mit ein. Dementsprechend kann die Verwendung dieser Methoden zur Analyse der Eigenspannungen in Spaltprofilen zu signifikanten Abweichungen bzw. Fehlern führen. Die Effekte der Plastizität und der Anisotropie auf die ermittelten Eigenspannungen wurden an Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 (breites Profil) systematisch untersucht. Der im Vergleich zum isotropen Mittel um etwa 15 % gesteigerte E-Modul (in TD) in den Flanschen bedingt geringere Relaxationsdehnung an der Oberfläche beim Bohren. Unter Annahme isotroper Elastizität würden dementsprechend die vorhandenen Eigenspannungen unterschätzt werden. Die Eigenspannungsverläufe aus dem isotropen und dem anisotropen rein elastischen FE-Modell stimmen jedoch bis in etwa 150 μm unterhalb der Flanschoberseite nahezu vollständig miteinander überein (Abb. 4.42). Der Grund für die fehlenden Abweichungen ist hier in dem sehr hohen Eigenspannungsniveau und dem sich daraus ergebenden plastischen Fließen im Bereich des Bohrlochs zu suchen. Die plastischen Dehnungen haben an der Oberflächendehnung einen derart großen Anteil, dass sie die Einflüsse der elastischen Anisotropie nahezu vollständig überlagern. Bei größeren Bohrtiefen lässt sich allerdings ein merklicher Unterschied zwischen beiden FE-Modellen feststellen. Zwischen 200 μm und 600 μm Bohrtiefe liefert das isotrope FE-Modell um bis zu 15 % geringere Eigenspannungen. In diesem Bereich sind die Eigenspannungen deutlich geringer und ist plastische Verformung bereits in vorherigen Bohrinkrementen erfolgt, sodass sich hier der Unterschied im E-Modul in Profil-Längsrichtung bemerkbar macht. Wird das plastische Fließen bei der Analyse nicht berücksichtigt, bedeutet dies eine Überschätzung der vorhandenen Eigenspannungen. Folglich liefert das rein elastische FE-Modell im Bereich des Zugeigenspannungsmaximums in 100 μm Tiefe um etwa 12 % höhere Werte als das elastisch-plastische FE-Modell mit implementiertem Festigkeitsgradienten (Abb. 4.43). Die hohen Eigenspannungen nahe der Streckgrenze, mit dem daraus folgenden plastischen Fließen, und die elastische Anisotropie wirken sich somit an unterschiedlichen Positionen im Gradienten innerhalb der Flansche in verschiedenem Ausmaß aus.

Der Gradient in der elastischen Anisotropie in Flanschen aus 1.4016 hat keine signifikanten Auswirkungen auf die ermittelten Eigenspannungsverläufe. Plastische Verformung wirkt sich hier ebenso dominant auf die ermittelten Eigenspannungen nahe der Flanschoberseite aus, wie bei den Flanschen aus ZStE500. Bei größeren Bohrtiefen haben Relaxationen in weniger tiefen Schichten einen bedeutenden Anteil an der gesamten resultierenden Oberflächendehnung. Die Eigenspannungen in größeren Tiefen resultieren naturgemäß in geringeren Oberflächendehnungen als Eigenspannungen nahe der Oberfläche. Durch diesen Umstand spielen die mechanischen Eigenschaften und somit auch die elastische Anisotropie oberflächennaher Schichten eine sehr große Rolle bezüglich der ermittelten Eigenspannungen in größeren Tiefen. Aus diesem Grund liefert das isotrope FE-Modell für die Flansche aus 1.4016 zwischen 300 μm und 500 μm um bis zu 100 MPa geringere Werte als das anisotrope FE-Modell, obwohl in diesem Bereich unterhalb der Flanschoberseite der E-Modul in TD sehr nahe dem isotropen Mittel von 210 GPa liegt. Nahe der Flanschoberseite (bis 150 μm Tiefe) weisen die Flansche aus 1.4016 jedoch E-Moduln von 235 - 240 GPa in TD auf.

Die Vernachlässigung der Einflüsse durch Anisotropie und lokale plastische Verformung resultiert in signifikanten Abweichungen von dem annähernd linearen Eigenspannungsgradienten innerhalb der Flansche. Im Bereich des Zugeigenspannungsmaximums (ZStE500 Flansch) liefert die Integralmethode (isotrop und rein elastisch) gegenüber dem anisotropen, elastisch-plastischen Bohrloch-FE-Modell bzw. gegenüber der Freischneidemethode um bis zu 135 MPa (22 %) bzw. 165 MPa (29 %) höhere Eigenspannungen. Für eine möglichst präzise

Eigenspannungsbestimmung mittels Bohrloch-Verfahren ist somit die Berücksichtigung der Anisotropie und bei hohen Eigenspannungsniveaus ($> 50\%$ der Streckgrenze) auch die Berücksichtigung der lokalen plastischen Verformungen von entscheidender Bedeutung. Anisotropiegradienten können näherungsweise vernachlässigt werden, da die Anisotropie nahe der Oberfläche den dominierenden Faktor darstellt.

Charakteristische Eigenspannungsverteilungen in Spaltprofilen

Basierend auf den Ergebnissen der Eigenspannungsmessungen mittels Bohrloch-Verfahren und Freischneidemethode lassen sich die typischen Verteilungen der Eigenspannungen in Längsrichtung (TD) von Spaltprofilen in ihrer Vollständigkeit darstellen (siehe Abb. 5.10). Die hier dargestellten Spannungen sind weniger als Absolutwerte, sondern vielmehr als relative Verhältnismäßigkeiten zu verstehen. Die Eigenspannungen in den Flanschen sind in RD (Spaltgrund \rightarrow Flanschspitze) bei gleich bleibendem Abstand zur Flanschoberseite weitestgehend konstant, ebenso wie die Texturen und Festigkeiten. Die Flansche weisen in Dickenrichtung (ND) sehr steile Gradienten in den Eigenspannungen (in TD) auf. An der Flanschoberseite werden im Allgemeinen sehr hohe Zugeigenspannungen (bis 850 MPa) beobachtet. Diese nehmen mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite kontinuierlich ab und können, je nach Profilgeometrie, an der Flanschunterseite in Druckeigenspannungen umschlagen. Die Eigenspannungsgradienten in den Flanschen betragen bei allen in dieser Arbeit untersuchten Spaltprofilen etwa 700 MPa/mm. Im Steg entstehen im Übergangsbereich zwischen Steg und Flanschen im Allgemeinen Druckeigenspannungen und in der Stegmitte Zugeigenspannungen. Die Verhältnisse der Eigenspannungen im Steg sind abhängig vom eingestellten Bandzugfaktor (siehe Seite 140 unten), sodass auch flachere Gradienten als in Abb. 5.10 dargestellt vorliegen können, mit geringeren Zugspannungen in der Stegmitte und geringeren Druckspannungen nahe der Verzweigung. Die Entstehung der Eigenspannungen in Flanschen und Steg wird nachfolgend im Detail diskutiert.

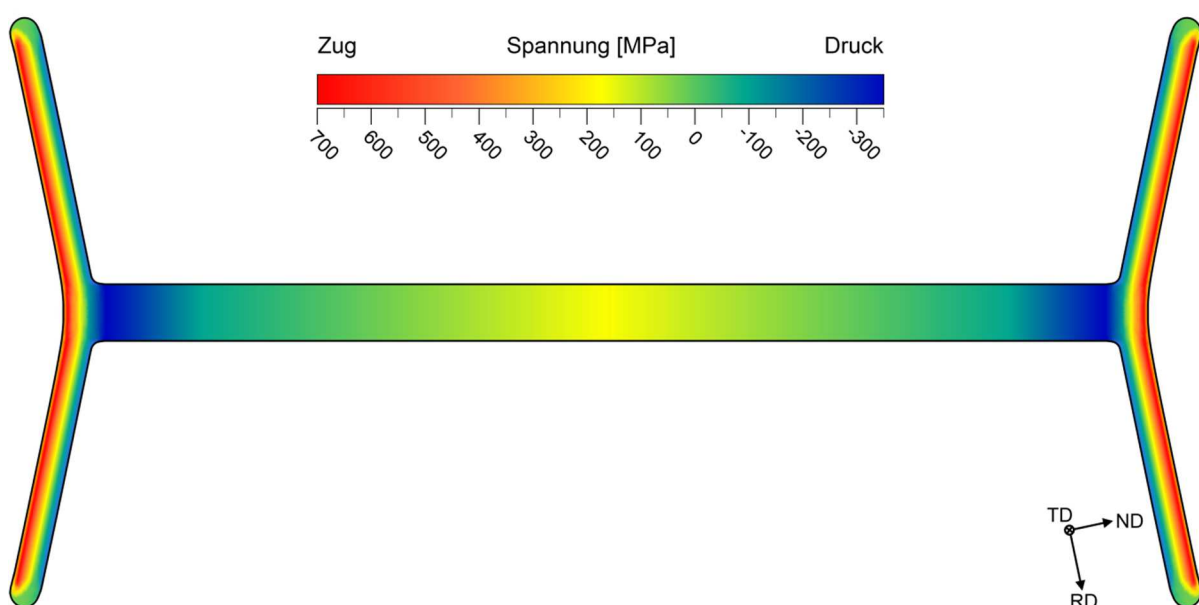


Abb. 5.10: Schematische Darstellung der typischen Verteilung von Eigenspannungen in Längsrichtung (TD) von Spaltprofilen

Eigenspannungsgradienten in Flanschen

Die steilen Eigenspannungsgradienten in den hergestellten Flanschen resultieren hauptsächlich aus der stark heterogenen Dehnungsverteilung innerhalb der Prozesszone. Spaltwalzenseitig (Flanschoberseite) werden sehr hohe Dehnungen eingebracht, wobei der Materialfluss senkrecht zur Vorschubrichtung erfolgt. Aufgrund der Volumenkonstanz bei plastischer Verformung findet außerdem Querkontraktion statt. In Profil-Längsrichtung (TD) ist dies allerdings bedingt durch geometrische Hinderung kaum möglich, was zur Entwicklung von Zugeigenspannungen führt. Hilfswalzenseitig (Flanschunterseite) werden erheblich geringere Dehnungen und hauptsächlich Scherverformungen eingebracht. Das Gesamtergebn ist ein annähernd linearer Eigenspannungsgradient im erzeugten Flansch, mit starken Zugeigenspannungen in Profil-Längsrichtung (TD) an der Flanschoberseite und geringen Spannungen an der Flanschunterseite. Bei allen drei untersuchten Stählen beträgt die Steigung dieses Gradienten etwa 700 MPa/mm. Der Grund hierfür liegt in der Dehnungsverteilung in der Prozesszone, welche wiederum das direkte Resultat der Geometrie der Spaltwalze (Flankenwinkel) und ihrer Positionierung in Bezug zu den Hilfswalzen ist. Für alle untersuchten Spaltprofile waren diese Parameter in etwa gleich. Der Eigenspannungsgradient bleibt über die gesamte Flanschlänge (Spaltgrund → Flanschspitze) weitestgehend konstant. Allerdings wurden mittels Freischneidemethode an Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE340 in verschiedenen Abständen zur Flanschspitze unterschiedliche Eigenspannungsgradienten abgeschätzt. Nahe der Flanschspitze wurde ein Gradient von etwa 700 MPa/mm bestimmt, während in der Mitte des Flansches ein Gradient von 400 MPa/mm ermittelt wurde. Bei diesen Ergebnissen ist zu beachten, dass die Abweichung der Eigenspannungen vom linearen Verlauf an der Flanschoberseite nicht berücksichtigt wurde. Diese Abweichung wirkt sich jedoch stark auf den abgeschätzten Gradienten aus. Dies lässt darauf schließen, dass der Eigenspannungsgradient (\parallel TD) in Flansch-Dickenrichtung in den ersten Spaltprofilierschritten linear ist und sich erst mit Einstellung des stationären Zustandes, nach einer gewissen Anzahl an Spaltprofilierstufen, ein Abfall der Eigenspannungen im Bereich der Flanschoberseite entwickelt. Die Zugeigenspannungsmaxima liegen in den Flanschen der untersuchten Profile daher in 100 μ m bis 200 μ m Tiefe unterhalb der Flanschoberseite. Für diesen Abfall der Eigenspannungen an der Flanschoberseite kommen diverse Ursachen in Frage, welche nachfolgend diskutiert werden.

Die Spannungs- und damit auch die Dehnungsverteilung sinken innerhalb der Prozesszone nicht linear und monoton von der Flanschoberseite zur Flanschunterseite. Zum einen sorgt die Reibung mit den Spaltwalzen an der Flanschoberseite für geringere Dehnungen in Richtung RD, wobei hier zusätzliche Scherverformungen eingebracht werden. Zum anderen liegt das Maximum der, durch die Spaltwalze eingebrachten, Spannungen nicht direkt an der Flanschoberseite, sondern in einer gewissen Tiefe unterhalb der Oberfläche, analog zur Spannungsverteilung bei Hertzscher Pressung.

Die Entwicklung des UFG-Gefüges und somit die Einstellung des stationären Zustands bei der Gefügeentwicklung kann ebenso einen Beitrag zu dem beobachteten Eigenspannungsverteilung leisten. Durch dynamische Erholungsprozesse und spannungsinduzierte Korngrenzmigration können während dem Spaltprofilierprozess lokal im UFG-Gefüge Spannungen abgebaut werden.

Andererseits ist es jedoch auch möglich, dass die Bildung von Mikrorissen an der Flanschoberseite eine Relaxation langreichweitiger Eigenspannungen bewirkt. Abhängig von

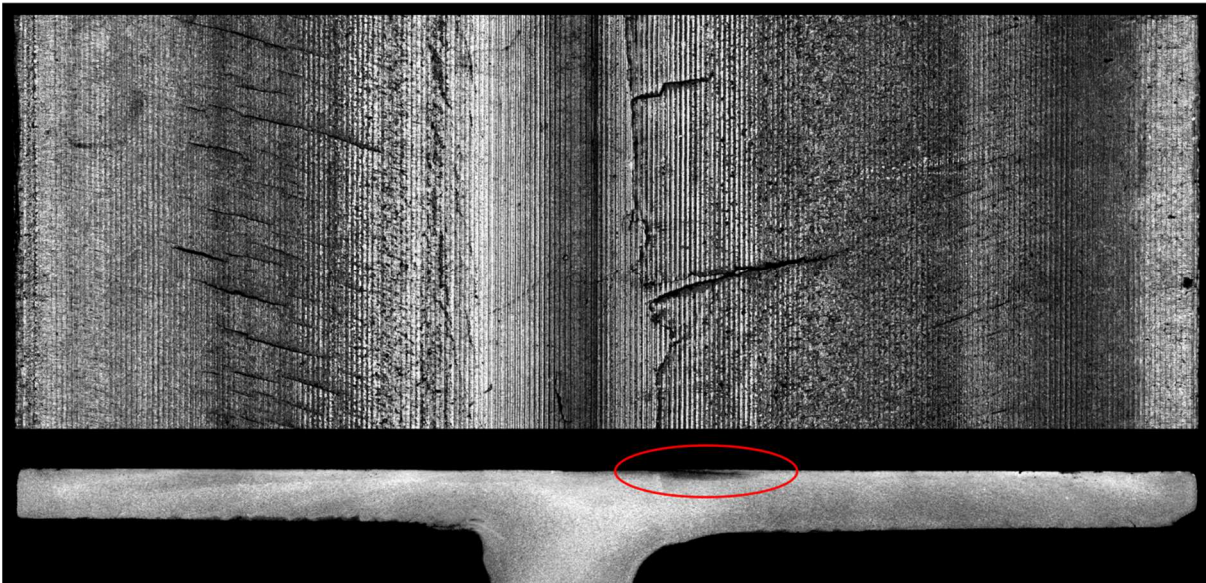


Abb. 5.11: Beispiel für Risse an der Flanschoberseite eines Spaltprofils aus ZStE340; Aufnahme der Oberfläche an der Flanschoberseite (Oben) sowie der Querschnittsfläche im Schliff (Unten)

den eingestellten Spaltprofilierparametern besteht die Möglichkeit, dass sich an der Flanschoberseite Risse bilden (bis ca. 50 - 150 μm Tiefe), wobei für die Eigenspannungsrelaxation quer verlaufende Risse verantwortlich sind (vgl. Abb. 5.11). Diese Risse entstehen, wenn das Umformvermögen des Werkstoffs lokal erschöpft ist. Dies wiederum erfolgt, wenn die hydrostatischen Druckspannungen in der Prozesszone nicht ausreichen, um weitere plastische Verformung zu ermöglichen. Viele Parameter haben einen Einfluss auf diese hydrostatischen Druckspannungen. Dazu gehören die inkrementelle Spalttiefe, die Flanschdicke (definiert durch den Spalt zwischen Spaltwalze und Hilfswalzen) und der Versatz zwischen Spalt- und Hilfswalzen sowie der Bandzugfaktor. Einen großen Einfluss auf die Rissbildung haben auch Schmierstoffe. Ohne den Einsatz von Schmiermitteln lassen sich sehr gut rissfreie Flansche herstellen. Die erzielbaren Flanschlängen sind dabei jedoch verringert [LUD13]. Durch die Schmiermittel wird die Reibung zwischen Walzen und Werkstück verringert, was wiederum zu einer Verringerung der hydrostatischen Druckspannungen führt. Vorteilhaft wirkt sich ebenfalls eine Erhöhung der Bandgeschwindigkeit aus, nicht zuletzt aufgrund der dabei entstehenden Prozesswärme. Als günstige Parameter zur Herstellung rissfreier Spaltprofile mit großen Flanschlängen wurden für die verwendeten 2 mm starken Bleche Vorschubgeschwindigkeiten von 35 m/min bei mäßigem Einsatz von Schmiermitteln identifiziert. Die im Rahmen dieser Arbeit untersuchten Spaltprofile waren weitestgehend rissfrei bzw. es wurden nur Profilabschnitte ohne sichtbare Oberflächenrisse untersucht. Allerdings kann nicht ausgeschlossen werden, dass es während des Spaltprofilierprozesses zur Bildung von Mikrorissen kam, welche im weiteren Verlauf des Prozesses wieder kaltverschweißten, aber dennoch eine Relaxation von Eigenspannungen ermöglichten.

Ein Einfluss der Analysemethode beim Bohrloch-Verfahren kann auch nicht gänzlich ausgeschlossen werden. Durch den Einsatz vereinfachter Fließkurven in den erstellten Bohrloch-FE-Modellen ist weiterhin eine Unterschätzung des Beitrags lokalen plastischen

Fließens im Bereich des Bohrlochs auf die Oberflächendehnungen möglich. Der graduelle Übergang zwischen rein elastischer und elastisch-plastischer Verformung im Bereich der Streckgrenze ist innerhalb des Gradienten im Flansch kaum experimentell zu erfassen und lässt sich daher nur approximieren. Plastisches Fließen kann allerdings nicht vollständig für den Abfall der Eigenspannungen in Richtung Flanschoberseite verantwortlich sein, da mittels Freischneidemethode sehr ähnliche Verläufe ermittelt wurden. Unter der Annahme, dass plastisches Fließen bei der Freischneidemethode keine signifikante Rolle spielt, kann somit der Fehler durch lokale plastische Verformungen bei den, mittels FE-basiertem Bohrloch-Verfahren, bestimmten Eigenspannungsverläufen auf maximal 6 - 8 % abgeschätzt werden.

Wechselwirkung zwischen Flanschen und Steg

Der Eigenspannungsgradient im Flansch resultiert aus der Überlagerung eines intrinsischen Eigenspannungsgradienten und einer zusätzlichen überlagerten Zugeigenspannung. Als intrinsischer Eigenspannungsgradient ist der Gradient von 700 MPa/mm gemeint, welcher durch die Verformung innerhalb der Prozesszone entsteht. Die Summe der Eigenspannungen dieses Gradienten ist Null. Die überlagerte Zugspannung definiert, auf welchem Spannungsniveau dieser Gradient liegt. Anhand des Freischneidens von Flanschsegmenten lässt sich der intrinsische Gradient getrennt von der überlagerten Zugeigenspannung bestimmen, da diese durch das Freischneiden vollständig relaxiert. Die überlagerte Zugeigenspannung wird durch die heterogene Verformung im Steg in den Flanschen induziert. Die Kompression durch die Spaltwalzen sorgt im Bereich der Übergänge zwischen den erzeugten Flanschen und dem Steg für eine Aufdickung im Steg. Durch die Hilfswalzen wird diese Aufdickung größtenteils wieder ausgewalzt. Dies sorgt für eine heterogene Verformung im Steg und bewirkt im Übergangsbereich zwischen Flanschen und Steg die Entstehung von Druckeigenspannungen in Profil-Längsrichtung, welche wiederum Zugeigenspannungen in der Mitte des Stegs und in den Flanschen induzieren. Die Entstehung dieser Eigenspannungsverteilung im Steg wurde im Rahmen von Untersuchungen des Instituts für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt an Spaltprofilen aus HC800LA durch FE-Simulationen des Spaltprofilierprozesses bestätigt [GRO17-2] (siehe Abb. 5.12). Hier wurden im Steg in Längsrichtung (x) des Profils nach dem Prozess hohe Druckeigenspannungen (~ 500 MPa) im Bereich des Übergangs zwischen Steg und Flanschen und hohe Zugeigenspannungen (~ 500 MPa) in der Mitte des Stegs ermittelt (rot im oberen Diagramm).

Die Höhe der induzierten Zugeigenspannungen im Flansch lässt sich durch Vergleich der Eigenspannungsverläufe aus der Freischneidemethode und dem Bohrloch-Verfahren abschätzen. Dabei ergeben sich mit 185 MPa bis 600 MPa deutlich unterschiedliche induzierte Spannungen für die untersuchten Spaltprofile. Die Ursachen für diese Unterschiede sind vielschichtig und eine eindeutige Identifizierung der Ursachen schwierig, da sich die untersuchten Profile in vielen Aspekten voneinander unterscheiden. Ein nahezu linearer, direkter Zusammenhang lässt sich zwischen der induzierten Spannung und der Dicke der erzeugten Flansche erkennen (siehe Abb. 5.13 links). Bei größerer Dicke und somit größerer Querschnittsfläche der erzeugten Flansche reduzieren sich naturgemäß die induzierten Spannungen. Die Flanschlängen der untersuchten Profile unterscheiden sich jedoch erheblich. Die Auftragung der induzierten Spannung über die tatsächliche Querschnittsfläche der Flansche zeigt eine weniger gute Korrelation (siehe Abb. 5.13 Mitte). Diese Beobachtungen

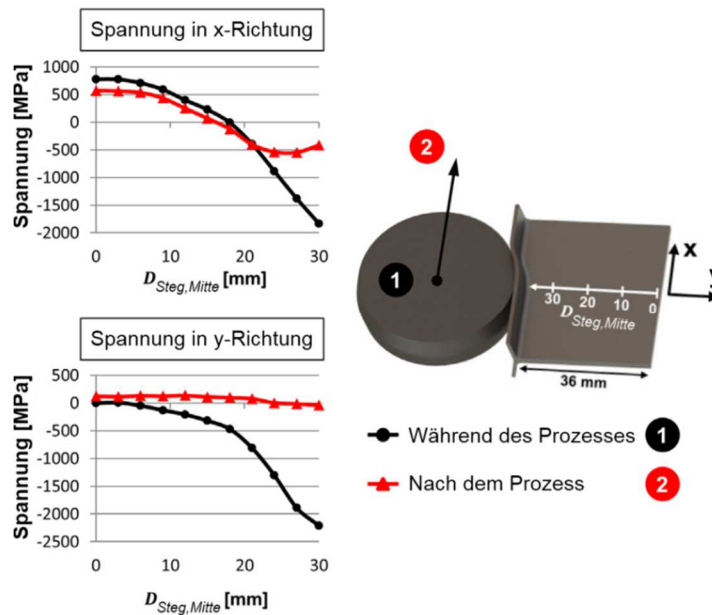


Abb. 5.12: Anhand von FE-Modellen ermittelte Spannungen im Steg eines Spaltprofils, während und nach dem Spaltprofilierprozess, in Abhängigkeit vom Abstand zur Profilmitte [nach GRO17-2]

lassen die Hypothese zu, dass die Höhe der induzierten Spannungen primär von der Dicke der Flansche abhängt und sich während des Spaltprofilierprozesses ein stationärer Zustand einstellt, sich die Eigenspannungsverläufe in den Flanschen mit weiteren Spaltprofilierschritten also nicht mehr ändern. Die gute Übereinstimmung der Eigenspannungsverläufe in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 (schmales Profil) nach vier und nach sechs Spaltprofilierschritten bestätigt diese Hypothese (vgl. Abb. 4.47 rechts). Ein einschränkender Faktor dürfte noch die Profilbreite sein. Es ist nicht auszuschließen, dass mit geringeren Stegbreiten die induzierten Zugspannungen zunehmen (siehe Abb. 5.13 rechts). Dies lässt sich mit dem Volumenanteil ausgewalzten Stegmaterials begründen, welcher bei geringeren Profilbreiten größer ist. Der Einfluss der Profilbreite dürfte sich allerdings erst bei sehr geringen Profilbreiten bemerkbar machen, bei denen ein erheblicher Anteil des Stegs ausgewalzt wird. Ein Parameter, welcher die Eigenspannungsverteilung im Steg in größerem Maße beeinflusst, ist der Bandzugfaktor. Höhere Bandzugfaktoren resultieren in homogenen Dehnungsverteilungen innerhalb des Stegs, mit geringeren Unterschieden in

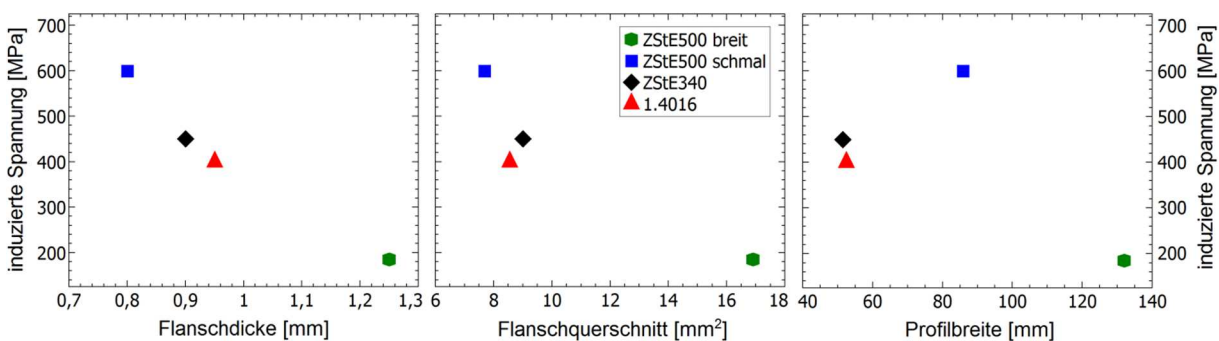


Abb. 5.13: In Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 induzierte Zugeigenspannungen in Abhängigkeit von der jeweiligen Flanschdicke (links), dem Flanschquerschnitt (Mitte) und der Profilbreite (rechts)

der Längsdehnung zwischen dem ausgewalzten Bereich und in der Stegmitte. Ein Einfluss auf die Eigenspannungsverteilung im Flansch scheint dabei nicht zu bestehen. Die in den Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500 (schmales Profil) beobachteten Eigenspannungsverteilungen und somit auch die induzierten Spannungen sind für Zugfaktoren von 1,2 % und 3,2 % in etwa die gleichen. Nachteil höherer Zugfaktoren sind die geringeren erreichbaren Flanschlängen bei gleicher Anzahl an Spaltprofilierstufen und die potentiell größere Neigung zur Rissbildung.

5.5. Übertragbarkeit der Erkenntnisse auf Spaltbiegeprofile

Obwohl im Rahmen der vorliegenden Arbeit keine Untersuchungen zu den Fertigungsinduzierten Eigenschaften von Spaltbiegeprofilen durchgeführt wurden, lassen sich aufgrund der grundlegenden Charakteristika von Spaltprofilen klare Aussagen zur Übertragbarkeit der gewonnen Erkenntnisse auf Spaltbiegeprofile machen. Frühere Arbeiten haben gezeigt, dass die Gefüge- und Festigkeitsverteilungen in Spaltbiegeprofilen weitestgehend jenen in Spaltprofilen entsprechen. Die Gefügegradienten in den gedünnten Stegen (vgl. Abb. 5.14) und in den erzeugten Flanschen der Spaltbiegeprofile gleichen einander ebenso [BRU11, KAU13]. Gleichermaßen entsprechen die erzeugten kristallographischen Texturen in Spaltbiegeprofilen jenen in Spaltprofilen. Daher kann angenommen werden, dass auch hinsichtlich der elastischen und plastischen Anisotropie kein signifikanter Unterschied zu Spaltprofilen besteht. Eine geringfügige Asymmetrie wurde allerdings in der Festigkeit festgestellt. Die gedünnten Stege besitzen offenbar um wenige Prozentpunkte höhere Härten und erreichen etwas höhere Zugfestigkeiten als die Flansche [KAU13]. Insgesamt lässt sich Schlussfolgern, dass für vergleichbare Prozessparameter und Prozesszonengeometrien mit gleicher Ausgangsblechdicke, gleicher Flanschdicke und gleichem Spaltwalzenflankenwinkel sich die fertigungsinduzierten Eigenschaften von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen nicht nur qualitativ, sondern auch quantitativ gleichen.

Die in Kapitel 5.4 beschriebenen grundlegenden Zusammenhänge bezüglich der Entwicklung von Eigenspannungen in Spaltprofilen lassen darauf schließen, dass auch die Eigenspannungsverteilungen in Spaltbiegeprofilen jenen in Spaltprofilen weitestgehend gleichen. Die Dehnungsgradienten innerhalb der Prozesszonen von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen sind nahezu identisch. Daraus lässt sich folgern, dass in Flanschen und in gedünnten Stegen von Spaltbiegeprofilen die gleichen intrinsischen Eigenspannungsverteilungen, mit deutlichen Zugeigenspannungen an der Oberseite und abnehmenden Spannungen mit zunehmender Tiefe, entstehen, wie in Flanschen von Spaltprofilen. Auch die Eigenspannungsverteilung im Steg und die Wechselwirkung zwischen Steg und Flanschen bzw. gedünnten Stegen dürften aufgrund der gleichen Umformcharakteristika jenen in Spaltprofilen entsprechen.

Der bedeutsamste Unterschied der Spaltbiegeprofile zu den Spaltprofilen besteht in der Asymmetrie der erzeugten Profile bezüglich der Steg-Ebene, durch den Übergang des gedünnten Stegs in das gebogene Blech (vgl. Abb. 5.14). Für den Herstellungsprozess bedeutet diese Asymmetrie, dass ergänzendes Auswalzen des gebogenen Blechs nötig ist. Ohne dieses resultiert die Längsdehnung in Steg, Flanschen und gedünnten Stegen, zusammen mit der fehlenden Längsdehnung im gebogenen Blech, in einem Biegemoment bezüglich der Steg-Querachse (ursprünglich TD im Ausgangsblech) und letztendlich in einem

gebogenen Profil (vgl. Abb. 5.14). Durch Auswalzen des gebogenen Blechs kann dieses Biegemoment aufgehoben werden und es lassen sich lineare Profile herstellen. Diese Eigenart des Spaltbiegeprozesses könnte sich auf die Eigenspannungsverteilungen in den Profilen auswirken. Ob oder inwieweit bei Spaltbiegeprofilen eine Asymmetrie in den Eigenspannungsniveaus in Flanschen und gedünnten Stegen besteht, müsste durch entsprechende Messungen geklärt werden.

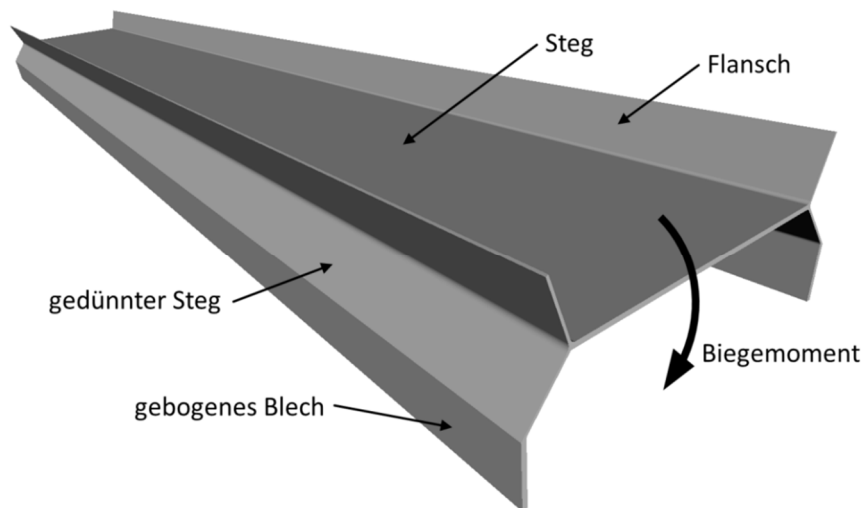


Abb. 5.14: Darstellung eines Spaltbiegeprofils mit fertigungsbedingtem Biegemoment

5.6. Gezielte Nutzung fertigungsinduzierter Eigenschaften

Die Nutzung der erhöhten Festigkeit der Flansche ist naheliegend, zum einen bei der Verwendung der Profile als Strukturbauteile und zum anderen, im Hinblick auf die hohe Festigkeit an der Flanschoberseite, beim Einsatz als Laufflächen für Wälzbeanspruchungen. Durch die Berücksichtigung der fertigungsinduzierten Eigenschaften bei der Bauteilauslegung lässt sich durch Anpassung des Fertigungsprozesses die Leistung von Bauteilen noch weiter steigern. Zur Veranschaulichung dieses Potentials wurde in Zusammenarbeit mit dem Fachgebiet Optimierung des Fachbereichs Mathematik das Optimierungsproblem eines auf Biegesteifigkeit zu optimierenden Stegblechs betrachtet [AHM17]. Hierbei sollte die elastische Anisotropie zusammen mit der erhöhten Festigkeit der Flansche zur Steigerung der Biegesteifigkeit genutzt werden. Für die Untersuchung wurden FE-Modelle von Stegblechen mit unterschiedlichen implementierten mechanischen Eigenschaften erstellt (vgl. Abb. 5.15). Die Stege entsprechen den Flanschen von Spaltbiegeprofilen. Betrachtet wurden drei Fälle, basierend auf den mechanischen Eigenschaften von Ausgangsblechen und Spaltprofilen aus ZStE340:

- **Fall 1:** Referenzmodell mit homogenen und isotropen elastischen ($E = 210 \text{ GPa}$) und plastischen Eigenschaften (Fließkurve Ausgangsblech, grün in Abb. 5.15) im gesamten Modell

- **Fall 2:** Intermediäres Modell mit homogenen, isotropen elastischen Eigenschaften ($E = 210 \text{ GPa}$) und approximierten plastischen Eigenschaften von Spaltprofilen bzw. Spaltbiegeprofilen (erhöhte Festigkeit in Stegen; drei Fließkurven in Abb. 5.15)
- **Fall 3:** Spaltbiege-Modell mit anisotropen elastischen Eigenschaften in den Stegen (Steifigkeitstensor Flansch) und approximierten plastischen Eigenschaften von Spaltprofilen bzw. Spaltbiegeprofilen (drei Fließkurven Abb. 5.15)

Belastet wurden die Stegbleche auf Biegung über eine Linienlast an der Stirnfläche, was eine Druckbelastung der Stege bedeutet. Optimiert wurde auf möglichst geringe Durchbiegung, mit der Nebenbedingung, dass Beulen in den Stegen nicht auftreten darf. Variiert wurden die Steghöhe h und die Stegbreite b sowie die Position d der Stege. Für alle drei Fälle wurde das gleiche konstante Volumen und damit das gleiche Bauteilgewicht definiert. Dadurch stellen h und b voneinander abhängige Variablen dar.

Die Querschnitte der optimierten Profile sowie die zugehörigen Biegesteifigkeiten sind in Abb. 5.16 dargestellt. Die Berücksichtigung der gesteigerten Festigkeit in den Stegen (Fall 2) ist alleine nicht ausreichend, um eine signifikante Erhöhung der Biegesteifigkeit gegenüber dem Referenzmodell zu erreichen. Die erhöhte Beulfestigkeit der Stege, bedingt durch die höhere Streckgrenze, ermöglicht durch Anpassung der Geometrie lediglich eine Verbesserung um etwa 2 %. Demgegenüber lässt sich durch die Optimierung der Querschnittsgeometrie unter Berücksichtigung der fertigungsinduzierten Anisotropie sowie der Festigkeit von Spaltbiegeprofilen (Fall 3) eine Steigerung der Biegesteifigkeit um 24 % erreichen. Der E-Modul der Stege ist hier in Belastungsrichtung (Z in Abb. 5.15) gegenüber dem Ausgangszustand um ca. 12 % erhöht. Die darüber hinausgehende Steigerung der Biegesteifigkeit wird durch synergetische Effekte zwischen Festigkeit und anisotropem E-Modul möglich. Die erhöhte Festigkeit steigert die Beulfestigkeit, wodurch längere Stege möglich sind. Bei längeren Stegen wirkt sich die Steigerung im E-Modul wiederum stärker auf die Biegesteifigkeit aus.

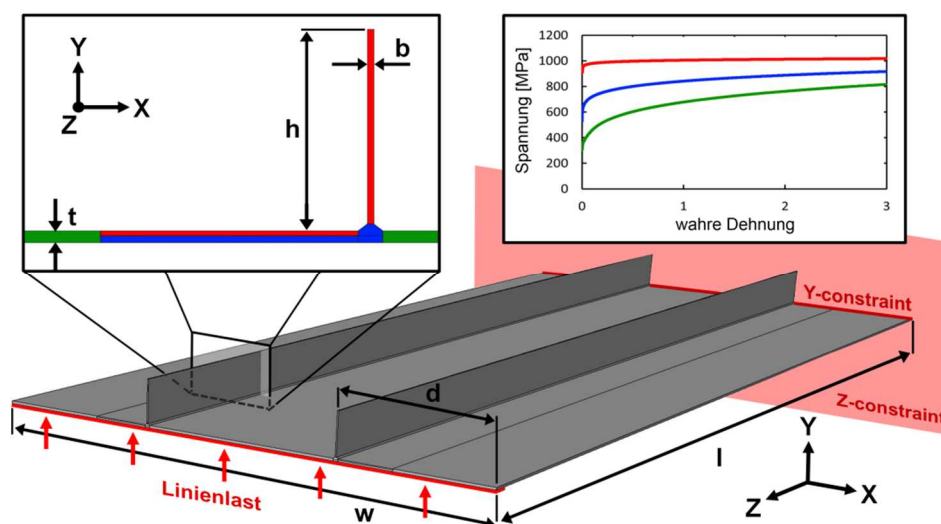


Abb. 5.15: Geometrie des FE-Modells eines Stegblechs mit Definition der Stegdimensionen und Darstellung der verwendeten Fließkurven [nach AHM17]

Ein Aspekt, der bei diesem Optimierungsproblem nicht berücksichtigt wurde, ist die Eigenspannungsverteilung in Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen. Es ist zu erwarten, dass sich die Zugeigenspannungen in Flanschen von Spaltprofilen (und Spaltbiegeprofilen) positiv auf die Beulfestigkeit (Druckbeanspruchung) auswirken und somit weitere Steigerungen in der Biegesteifigkeit möglich sind. Wie sich die Asymmetrie in den Eigenspannungen beidseitig der Stege auswirkt, müsste jedoch noch durch weitere Untersuchungen geklärt werden.

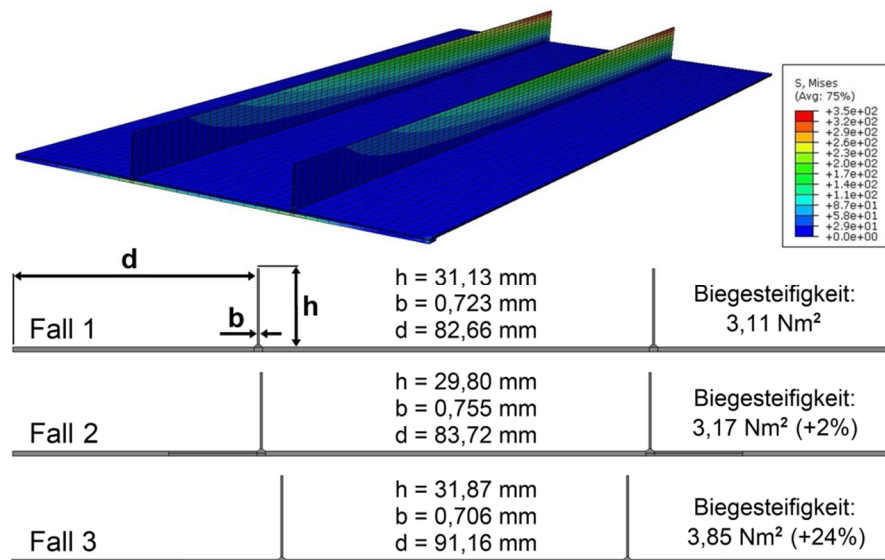


Abb. 5.16: Resultierende Querschnitte und Biegesteifigkeiten für die drei betrachteten Optimierungsfälle sowie Spannungsverteilung (Vergleichsspannung) im optimierten Stegblech (Fall 3) [nach AHM17]

6. Zusammenfassung

Der innovative Massivumformprozess Spaltprofilieren führt zu der Entwicklung diverser fertigungsinduzierter Eigenschaften, welche das Potential der hergestellten Profile in bedeutendem Maß beeinflussen können. In dieser Arbeit wurden die entstehenden anisotropen mechanischen Eigenschaften, das nachträgliche Umformvermögen der Flansche von Spaltprofilen sowie die sich entwickelnden Eigenspannungen im Detail charakterisiert und diskutiert.

Anisotropie

Ein Ziel der vorliegenden Arbeit war es, einen Zusammenhang zwischen den fertigungsinduzierten kristallographischen Texturen und der elastischen Anisotropie herzustellen. Darüber hinaus sollte geklärt werden, welchen Einfluss die Gefügemorphologie des UFG-Gefüges an der Flanschoberseite auf die anisotropen Eigenschaften hat. Im Hinblick auf die plastische Anisotropie sollte geklärt werden, ob es möglich ist die richtungsabhängigen Streckgrenzen innerhalb der Festigkeitsgradienten der Flansche über ein einfaches analytisches Verfahren, anhand lokaler EBSD-Messungen, unterstützt durch Härtemessungen oder Zugversuche, zu bestimmen.

Die heterogene Verformung innerhalb der Prozesszone führt beim Spaltprofilieren nicht nur zur Entwicklung von Gefügegradienten (Korngröße und Kornform) und Festigkeitsgradienten, sondern ebenso zur Entwicklung ausgeprägter Texturgradienten. Aufgrund der Gradienten, sowohl im Umform-Modus, als auch im Umformgrad, beinhalten diese Texturgradienten einerseits Änderungen in den Texturkomponenten und andererseits abnehmende Texturintensitäten mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite. Im Bereich des UFG-Gefüges an der Flanschoberseite entwickeln sich für kubisch raumzentrierte Metalle typische Walztexturen. Deren Entwicklung ist aufgrund der hohen Umformgrade unabhängig von der Textur der Ausgangsbleche. Mit zunehmendem Abstand zur Flanschoberseite und abnehmenden Umformgraden, sinkt die Texturintensität, verschwindet zusehends die Walztextur und tauchen Schertexturkomponenten auf. Dieser Gradient hängt deutlich von der Textur der Ausgangsbleche ab. Die niedriglegierten Stähle (ZStE340, ZStE500) besitzen dieselben Walztexturen im Ausgangszustand und entwickeln im Laufe des Spaltprofilierprozesses auch dieselben Texturgradienten innerhalb der Flansche. Dennoch liegen hier keine nennenswerten Gradienten in den elastischen Eigenschaften vor, da der Übergang von der Fasertextur (Walztextur) zu diskreten Orientierungen die Abnahme der Texturintensität nahezu vollständig kompensiert. Das heißt, für (ferritische) Stähle mit (moderaten) Walztexturen im Ausgangszustand entwickeln sich in den Flanschen homogene anisotrope elastische Eigenschaften. Aus technologischer Sicht bedeutend ist die Steigerung des E-Moduls in den Flanschen (in Profil-Längsrichtung) auf etwa 235 GPa (+ 12 %), verglichen mit dem isotropen Mittel von 210 GPa. Liegt im Ausgangszustand keine Walztextur vor, entwickeln sich in den Flanschen dieser Spaltprofile Texturgradienten mit anderen Texturkomponenten. Der rost- und säurebeständige Stahl 1.4016 besitzt im Ausgangszustand eher eine Rekristallisationstextur. Als Folge weisen die Flansche dieser Spaltprofile auch ausgeprägte Gradienten in den richtungsabhängigen E-Moduln auf. Die Abweichungen zwischen Flanschober- und Flanschunterseite erreichen hier bis zu 30 GPa (14 %).

Der Einfluss der Gefügemorphologie auf die elastische Anisotropie ist trotz der hohen Kornstreckungsgrade an der Flanschoberseite mit ca. 1 - 2 % (max. 4 GPa) sehr gering. Die Verschiebungen sind jedoch systematisch und resultieren in höheren Maxima und niedrigeren Minima in den richtungsabhängigen E-Moduln. Dieser Zusammenhang lässt sich für kaltgewalzte Bleche kubisch raumzentrierter Metalle verallgemeinern. Die hohen Kornstreckungsgrade, welche zum Teil auch bei klassischen Kaltwalzprozessen erreicht werden, bewirken bei Walztexturen folglich eine geringfügige Verstärkung der rein texturbedingten elastischen Anisotropie.

Die Anisotropie der Streckgrenze besitzt eine ähnliche Variationsbreite wie die elastische Anisotropie. Ein Einfluss der Gefügemorphologie ist hier zwar ebenso vorhanden, jedoch kann aufgrund der Komplexität der Gleitsystemaktivierung bei plastischer Verformung, auf Grundlage der durchgeführten Untersuchungen, keine eindeutige Aussage bezüglich einer Systematik gemacht werden. Die Abschätzung der Richtungsabhängigkeit der Streckgrenze über den Taylor-Faktor hat sich als ungeeignet erwiesen. Ursächlich hierfür ist vermutlich die Annahme räumlich konstanter Dehnungen beim Taylor-Ansatz, welche für sehr kleine plastische Dehnungen im Bereich der Streckgrenze nicht zutreffend ist.

Umformvermögen

Der Fokus bei der Untersuchung des nachträglichen Umformvermögens der Flansche von Spaltprofilen lag in dieser Arbeit in der Erarbeitung von Wärmebehandlungsstrategien zur Steigerung des Umformvermögens. Primär sollte dadurch die Bildung von Scherbändern verhindert werden.

Das UFG-Gefüge an der Flanschoberseite besitzt ein sehr geringes Verfestigungsvermögen, was sich unter Biegebeanspruchung in Scherbandbildung äußert, wobei Scherbänder sowohl unter Druck-, als auch unter Zug-Biegebeanspruchung des UFG-Gefüges entstehen. Eine Zug-Druck-Anisotropie bezüglich der Scherbandbildung liegt nicht vor. Die Scherbänder rufen jedoch, nicht zuletzt aufgrund der entstehenden Stufen an der Oberfläche, Spannungskonzentrationen hervor, welche unter Zug-Biegebelastung zur Bildung von Rissen führen. Im Hinblick auf die Korngrößenabhängigkeit der Scherbandbildung konnte anhand von Laser-wärmebehandelten Flanschen gezeigt werden, dass der Übergang zu homogener Verformung ohne Scherbandbildung bei Korngrößen von etwa $1\text{ }\mu\text{m}$ liegt. Diese Beobachtung bestätigt den in der Literatur beschriebenen Sprung in der Duktilität (Gleichmaßdehnung und Bruchdehnung) bei Korngrößen $> 1\text{ }\mu\text{m}$.

Bezüglich des Ziels der Steigerung des Umformvermögens der Flansche bei möglichst minimalem Festigkeitsverlust haben sich Wärmebehandlungen mit hohen Aufheiz- und Abkühlraten, wie sie mittels Salzbad oder Laser erzielt werden können, als geeignet erwiesen. Die Möglichkeit lokal und nur an der Flanschoberseite Gefügeänderungen einzustellen qualifizieren insbesondere Laser-Wärmebehandlungen für diese Aufgabe. Laser-Wärmebehandlungen mit Spitzentemperaturen um $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ liefern für den verwendeten niedriglegierten Stahl (ZStE340) den besten Kompromiss hinsichtlich der Steigerung des Umformvermögens und dem damit einhergehenden Festigkeitsverlust. Das Resultat dieser Laser-Wärmebehandlung an der Flanschoberseite (bis $20\text{ }\mu\text{m}$ Tiefe) ist ein feinkörnig globulares Gefüge mit einer mittleren Korngröße unter $1\text{ }\mu\text{m}$ und einer sehr geringen Texturintensität. Bei höheren Temperaturen ($\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$) kommt es, selbst bei Behandlungsdauern von unter einer Sekunde, zu deutlichem Kornwachstum mit entsprechendem

Festigkeitsverlust. Aufgrund der Vermeidung von Phasenübergängen ist die Strategie der Wärmebehandlung mittels Laser und 700 °C Spitztemperatur grundsätzlich auch auf andere (ferritische) Stähle wie den 1.4016 übertragbar.

Die Mechanismen der Gefügeentwicklung an der Flanschoberseite sind abhängig von der Aufheizrate. Bei geringen Heizraten (Ofen) schreiten Erholungsprozesse weit voran, sodass Dehnungsgradienten im Gefüge abgebaut werden. Dies verhindert primäre Rekristallisation und fördert selektives Kornwachstum einzelner Texturkomponenten, was wiederum in „orientation pinning“ und anschließend abnormalen Kornwachstum resultiert. Bei hohen Heizraten (Laser/Salzbad) findet nur wenig Erholung statt, sodass die Triebkraft für dehnungsinduzierte Korngrenzmigration überwiegt und Rekristallisation ermöglicht wird. Gefördert wird dieser Mechanismus durch zusätzliche, beim Spaltprofilieren eingebrachte Scherverformung an der Flanschoberseite (bis ca. 20 µm Tiefe), aufgrund von Reibung zwischen Spaltwalze und Flansch. Hierdurch werden zusätzliche Rekristallisationskeime erzeugt und der Anteil an Kleinwinkelkorngrenzen gesteigert.

Eigenspannungen

Ergänzend zu den anderen fertigungsinduzierten Eigenschaften sollten im Rahmen dieser Arbeit die Eigenspannungen in Spaltprofilen umfassend charakterisiert und, soweit möglich, allgemeingültige Regeln für die Eigenspannungsentwicklung beim Spaltprofilieren abgeleitet werden.

Beim Spaltprofilieren entstehen charakteristische Eigenspannungsverteilungen. Die höchsten und technologisch bedeutendsten Spannungen liegen in Profil-Längsrichtung vor. Die Flansche der Spaltprofile weisen steile Eigenspannungsgradienten mit hohen Zugeigenspannungen (bis 850 MPa) an der Flanschoberseite auf. Im Steg entstehen im Allgemeinen Druckeigenspannungen in der Nähe der Verzweigung und Zugeigenspannungen in der Mitte des Stegs. Die Eigenspannungen in den Flanschen sind Folge der Verformung innerhalb der Prozesszone und der Interaktion zwischen Flanschen und Steg. Der Eigenspannungsgradient im Flansch entsteht durch den Dehnungsgradienten innerhalb der Prozesszone und ist somit abhängig von Spaltprofilierparametern wie der Ausgangsblechdicke, der Flanschdicke und dem Flankenwinkel der Spaltwalzen. Für die in dieser Arbeit verwendeten Parameter liegt der Gradient bei etwa 700 MPa/mm. Diesem Gradienten ist aufgrund der Interaktion mit dem heterogen verformten Steg eine zusätzliche Zugspannung überlagert, sodass der gesamte Gradient im Flansch letztendlich im Zugbereich liegen kann. Die Zugeigenspannungsmaxima liegen nicht direkt an der Flanschoberseite, sondern in einer Tiefe von 100 - 200 µm. Diese Abweichung von dem ansonsten annähernd linearen Verlauf innerhalb der Flansche setzt, basierend auf den gewonnenen Erkenntnissen, nach wenigen Spaltprofilierstufen ein und kann mit der Entwicklung des UFG-Gefüges oder mit Mikrorissen, welche während dem Spaltprofilieren an der Flanschoberseite entstehen, verknüpft sein. Die Ergebnisse der durchgeführten Untersuchungen lassen die Schlussfolgerung zu, dass sich innerhalb der ersten Spaltprofilierschritte ein stationärer Zustand einstellt und sich dann die Eigenspannungsverläufe in den Flanschen mit weiteren Spaltprofilierschritten nicht weiter ändern, analog zu den Gefügegradienten und Festigkeitsverteilungen.

Im Rahmen dieser Arbeit wurde ein FE-basiertes Analyseverfahren zur Ermittlung der Eigenspannungen mittels Bohrloch-Verfahren erarbeitet, welches sowohl die elastische Anisotropie, als auch lokale plastische Verformung im Bereich des Bohrlochs mit einbezieht.

Beide Faktoren beeinflussen die Analyseergebnisse in bedeutendem Maß. So konnte gezeigt werden, dass die Vernachlässigung des an der Flanschoberseite um ca. 15 % gesteigerten E-Moduls (in Profil-Längsrichtung) zu einer Überschätzung der Eigenspannungen um bis zu 15 % führt. Der Einfluss lokaler plastischer Verformung ist abhängig vom Eigenspannungsniveau in Relation zur (lokalen) Streckgrenze. Daher wurden die größten Einflüsse im Bereich des Zugeigenspannungsmaximums nahe der Flanschoberseite festgestellt. Hier resultiert die Vernachlässigung der Plastizität ebenfalls in zu hohen Eigenspannungen (> 12 % zu hoch). Mit konventionellen Analysemethoden, wie der Integralmethode (bzw. ASTM E837), welche weder die elastische Anisotropie, noch den Effekt lokaler plastischer Verformungen im Bereich des Bohrlochs berücksichtigen, werden für die in dieser Arbeit untersuchten Spaltprofile die Eigenspannungen insgesamt um bis zu 30 % überschätzt. Für die korrekte Bestimmung der Eigenspannungen in Spaltprofilen mittels Bohrloch-Verfahren ist die Berücksichtigung dieser Faktoren somit von großer Bedeutung.

7. Ausblick

In dieser und in früheren Arbeiten konnten viele grundlegende Mechanismen ergründet werden, anhand derer sich charakteristische fertigungsinduzierte Eigenschaften in Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen entwickeln. Das Potential zum Erkenntnisgewinn ist bei Spaltprofilen weitestgehend ausgeschöpft. Noch offene Fragestellungen sind größtenteils grundlegender Natur und bedürfen eingehendere Untersuchungen an weniger komplexen Verformungszuständen.

Während die elastische Anisotropie der Flansche von Spaltprofilen, deren Zusammenhang mit den fertigungsinduzierten kristallographischen Texturen und der Einfluss des Gefüges sehr gut verstanden sind, stellt die plastische Anisotropie aufgrund ihrer Komplexität eine größere Herausforderung dar. Auch wenn die plastische Anisotropie bei nachträglichen Umformoperationen an Spaltprofilen (z.B. durch Walzprofilieren) keine bedeutende Rolle spielt, ist das Verständnis grundlegender Zusammenhänge wichtig. Dazu gehören die Identifizierung geeigneter kristallplastischer Modelle zur Beschreibung des plastischen Verhaltens sowie die Charakterisierung systematischer Einflüsse der Gefügemorphologie. Die Ergründung dieser Zusammenhänge erfordert jedoch umfangreichere experimentelle Untersuchungen zur Validierung von Modellrechnungen.

Das Verhalten des UFG-Gefüges an der Flanschoberseite bei Kurzzeit-Wärmebehandlungen mit hohen Aufheizraten bedarf ebenfalls weiterer, eingehender Untersuchungen. Zur Gewinnung eines besseren Verständnisses der ablaufenden Mechanismen wären Versuche an Modellwerkstoffen mit vergleichbarem Gefüge, jedoch ohne zusätzliche Komplikationen, wie dem in Spaltprofilen vorhandenen Gefügegradienten, nötig. Insbesondere bezüglich des Einflusses der zusätzlichen Scherverformung und dem damit zusammenhängenden Anteil an Großwinkelkorngrenzen sowie hinsichtlich der Kinetik des ablaufenden Prozesses besteht weiterhin Klärungsbedarf. Damit ließe sich ergründen, inwieweit der beobachtete Prozess mit klassischer primärer Rekristallisation vergleichbar ist.

Im Zusammenhang mit der Entwicklung der Eigenspannungen bestehen ebenso weiterhin einige offene Fragen. Zum einen ist durch entsprechende Messungen zu klären, ob die in dieser Arbeit, anhand der gewonnenen Erkenntnisse, abgeleitete Gleichartigkeit der Eigenspannungsverteilungen in Spaltbiegeprofilen und in Spaltprofilen bestätigt werden kann. Dabei ist darauf zu achten, dass im Sinne der Vergleichbarkeit Spaltprofile und Spaltbiegeprofile mit möglichst ähnlicher Geometrie untersucht werden. Zum anderen wäre zu klären, ob sich während des Spaltprofilierprozesses tatsächlich ein stationärer Zustand bezüglich der Eigenspannungsverteilungen einstellt. Hierfür wäre weiteres Spaltprofilieren mit einer größeren Anzahl an Stichen erforderlich.

Ein Aspekt, der weder in der vorliegenden Arbeit, noch an anderer Stelle eingehend betrachtet wurde, ist der Einfluss der fertigungsinduzierten Eigenspannungen auf die Ermüdungseigenschaften von Spaltprofilen und Spaltbiegeprofilen. Zwar wurden viele Versuche zur Schwingfestigkeit des UFG-Gefüges der Flansche durchgeführt, jedoch ausnahmslos an Proben, bei denen die Eigenspannungen durch das Heraustrennen aus den Flanschen verändert oder zu großen Teilen relaxiert sind. Unter Umständen ist es hier ausreichend dies durch Verschiebung der Mittelspannung bei entsprechenden Versuchen zu kompensieren. Um einen Einfluss der Probenpräparation gänzlich auszuschließen, wären Ermüdungsversuche an vollständigen Profilen von Vorteil.



8. Literaturverzeichnis

- [AHM17] L. Ahmels, C. Müller, J. Niehuesbernd und Weitere, *Manufacturing-induced Properties: Determination, Understanding and Beneficial Use*, In: *Manufacturing Integrated Design - Sheet Metal Product and Process Innovation*, Editoren: P. Groche, E. Bruder, S. Gramlich, Springer Verlag (2017), ISBN: 978-3319523767
- [AST13] ASTM E837-13a, *Standard Test Method for Determining Residual Stresses by the Hole-Drilling Strain-Gage Method*, ASTM International (2013), 1-16
- [BAC96] J. Baczynski, J.J. Jonas, *Texture development during the torsion testing of α -Iron and two IF steels*, Acta Materialia 44 (1996), 4273-4288
- [BAI92] Y. Bai, B. Dodd, *Adiabatic Shear Localization: Occurrence, Theories, and Applications*, Erste Edition, Pergamon Press (1992), ISBN: 978-0080412665
- [BAL04] A. Balyanov, J. Kutnyakova, N. A. Amirkhanova, V. V. Stolyarov, R. Z. Valiev, X. Z. Liao, Y. H. Zhao, Y. B. Jiang, H. F. Xu, T. C. Lowe, Y. T. Zhu, *Corrosion resistance of ultra fine-grained Ti*, Scripta Materialia 51 (2004), 225-229
- [BAR05] B. Baretzky, M. D. Baró, G. P. Grabovetskaya, J. Gubicza, M. B. Ivanov, Y. R. Kolobov, T. G. Langdon, J. Lendvai, A. G. Lipnitskii, A. A. Mazilkin, A. A. Nazarov, J. Nogués, I. A. Ovidko, S. G. Protasova, G. I. Raab, Á. Révész, N. V. Skiba, J. Sort, M. J. Starink, B. B. Straumal, S. Suriñach, T. Ungár, A. P. Zhilyaev, *Fundamentals of interface phenomena in advanced bulk nanoscale materials*, Reviews on Advanced Materials Science 9 (2005), 45-108
- [BEG10] M. Beghini, L. Bertini, C. Santus, *A procedure for evaluating high residual stresses using the blind hole drilling method, including the effect of plasticity*, Journal of Strain Analysis for Engineering Design (2010), 301-318
- [BEG94] M. Beghini, L. Bertini, P. Raffaelli, *Numerical Analysis of Plasticity Effects in the Hole-Drilling Residual Stress Measurement*, Journal of Testing and Evaluation 22 (1994), 522-529
- [BEG95] M. Beghini, L. Bertini, P. Raffaelli, *An Account of Plasticity in the Hole-Drilling Method of Residual Stress Measurement*, The Journal of Strain Analysis for Engineering Design (1995), 227-233
- [BEG98] M. Beghini, L. Bertini, *Recent Advances in the Hole Drilling Method for Residual Stress Measurement*, Journal of Materials Engineering and Performance 7 (1998), 163-172
- [BEH00] H. Behnken, V. Hauk, *Determination of steep stress gradients by X-ray diffraction - results of a joint investigation*, Materials Science and Engineering A 300 (2000), 41-51
- [BEH03] H. Behnken, *Mikrospannungen in vielkristallinen und heterogenen Werkstoffen*, Shaker Verlag (2003), ISBN: 3-8322-1384-8

-
-
- [BER08] H. Berns, W. Theisen, *Eisenwerkstoffe - Stahl und Gusseisen*, 4. Auflage, Springer Verlag (2008), ISBN: 978-3-540-79955-9
- [BER13] G. Bergweiler, *Lokale Wärmebehandlung mit Laserstrahlung zur Verbesserung der Umform- und Funktionseigenschaften von hochfesten Stählen*, Dissertation an der Fakultät für Maschinenwesen der Rheinisch-Westfälischen Technischen Hochschule Aachen (2013)
- [BHA02] H. K. D. H. Bhadeshia, *Material Factors*, In: *Handbook of Residual Stress and Deformation of Steel (S. 3-10)*, Editoren: G. Totten, M. Howes, T. Inoue, ASM International (2002), ISBN: 0-87170-729-2
- [BOH08] T. Bohn, E. Bruder, C. Müller, *Formation of ultrafine-grained microstructure in HSLA steel profiles by linear flow splitting*, *Journal of Materials Science* 43 (2008), 7307-7312
- [BOH10] T. Bohn, *Gefüge und mechanische Eigenschaften verzweigter Blechstrukturen*, Dissertation am Institut für Physikalische Metallkunde der TU Darmstadt (2010)
- [BOR09] W. Borchardt-Ott, *Kristallographie: Eine Einführung Für Naturwissenschaftler*, 7. Auflage, Springer Verlag (2009), ISBN: 978-3-540-78270-4
- [BRU08] E. Bruder, T. Bohn, C. Müller, *Properties of UFG HSLA Steel Profiles Produced by Linear Flow Splitting*, *Materials Science Forum* 584-586 (2008), 661-666
- [BRU11] E. Bruder, *Thermische Stabilität von Stählen mit ultrafeinkörnigen Gradientengefügen und deren mechanische Eigenschaften*, Dissertation am Institut für Physikalische Metallkunde der TU Darmstadt (2011)
- [BRU14] E. Bruder, *The effect of deformation texture on the thermal stability of UFG HSLA steel*, *Journal of Materials Science* 47 (2012), 7751–7758
- [BRU17] E. Bruder, L. Ahmels, J. Niehuesbernd, C. Müller, *Manufacturing-induced material properties of linear flow split and linear bend split profiles*, *Materials Science and Engineering Technology* 48 (2017), 41-52
- [BUN65] H. J. Bunge, *Zur Darstellung allgemeiner Texturen*, *Zeitschrift für Metallkunde* 56 (1965), 872-874
- [BUN00] H. J. Bunge, R. Kiewel, Th Reinert, L. Fritsche, *Elastic properties of polycrystals - Influence of texture and stereology*, *Journal of the Mechanics and Physics of Solids* 48 (2000), 29-66
- [BÖD13] J. Bödecker, *Randschichtmodifikation von integral verzweigten Blechprofilen mit UFG Gradientengefügen*, Dissertation am Institut für Physikalische Metallkunde der TU Darmstadt (2013)
- [CAM54] F. Campus, *Effects of Residual Stresses on the Behavior of Structures*, In: *Residual Stresses in Metals and Metal Construction*, Editor: W.R. Osgood, Reinhold Publishing (1954), 1-21
- [CHE03] S. Cheng, J.A. Spencer, W.W. Milligan, *Strength and tension/compression asymmetry in nanostructured and ultrafine-grain metals*, *Acta Materialia* 51 (2003), 4505–4518

-
-
- [CHO89] A. H. Chokshi, A. Rosen, J. Karch, H. Gleiter, *On the validity of the Hall-Petch relationship in nanocrystalline materials*, Scripta Metallurgica 23 (1989), 1679-1684
- [COU08] W. A. Counts, M. Friák, C. C. Bataille, D. Raabe, J. Neugebauer, *A comparison of polycrystalline elastic properties computed by analytic homogenization schemes and FEM*, Physica Status Solidi B 245 (2008), No. 12, 2630–2635, DOI 10.1002/pssb.200844226
- [DIE17] M. Diehl, D. An, P. Shanthraj, S. Zaefferer, F. Roters, D. Raabe, *Crystal plasticity study on stress and strain partitioning in a measured 3d dual phase steel microstructure*, Physical Mesomechanics 20 (2017), 311-323
- [DIE18] M. Diehl, J. Niehuesbernd, E. Bruder, *Simulation approaches for predicting the elastic and plastic anisotropy of strongly-textured steel from experimental microstructures*, eingereicht bei: International Journal of Plasticity, 06/2018
- [DIL01] S. Diligent, E. Gautier, X. Lemoine, M. Berveiller, *Lattice orientation dependence of the stored energy during cold-rolling of polycrystalline steels*, Acta Materialia 49 (2001), 4079-4088
- [DOD12] B. Dodd, Y. Bai, *Adiabatic Shear Localization: Frontiers and Advances*, Second Edition, Elsevier Ltd. (2012), ISBN: 978-0-08-097781-2
- [DOH97] R. D. Doherty, D. A. Hughes, F. J. Humphreys, J. J. Jonas, D. Juul Jensen, M. E. Kassner, W. E. King, T. R. McNelley, H. J. McQueen, A. D. Rollett, *Current issues in recrystallization: a review*, Materials Science and Engineering A 238 (1997), 219–274
- [DOR06] D. Dorner, S. Zaefferer, L. Lahn, D. Raabe, *Overview of Microstructure and Microtexture Development in Grain-oriented Silicon Steel*, Journal of Magnetism and Magnetic Materials 304 (2006), 183–186
- [EIG96] B. Eigenmann, *Non-destructive and partially destructive determination of residual stress states with steep subsurface gradients*, Advances in X-ray Analysis 40 (1996), 472-487
- [ENG10] O. Engler, V. Randle, *Introduction to Texture Analysis*, Taylor and Francis Group (2010), ISBN: 978-1-4200-6365-3
- [ENG98] O. Engler, *On the influence of orientation pinning on growth selection of recrystallization*, Acta Materialia 46 (1998), 1555-1568
- [ENG99] O. Engler, M.-Y. Huh, *Evolution of the cube texture in high purity aluminum capacitor foils by continuous recrystallization and subsequent grain growth*, Materials Science and Engineering A 271 (1999), 371-381
- [ESH57] J. D. Eshalby, *The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion, and related problems*, Proceeding of the Royal Society London A 241 (1957), 376-396
- [EST08] Y. Estrin, A. Molotnikov, C.H.J. Davies, R. Lapovok, *Strain gradient plasticity modelling of high-pressure torsion*, Journal of the Mechanics and Physics of Solids 56 (2008), 1186-1202

-
- [FIG08] R. B. Figueiredo, T. G. Langdon, *Record Superplastic Ductility in a Magnesium Alloy Processed by Equal-Channel Angular Pressing*, *Advanced Engineering Materials* 10 (2008), 37-40
- [FUR98] M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T. G. Langdon, *The shearing characteristics associated with equal-channel angular pressing*, *Materials Science and Engineering A* 257 (1998), 328-332
- [GER96] V. Yu. Gertsman, R. Valiev, N. A. Akhmadeev, O. V. Mishin, *Deformation Behaviour of Ultrafine-Grained Materials*, *Materials Science Forum* 225-227 (1996), 739-744
- [GLE89] H. Gleiter, *Nanocrystalline Materials*, *Progress in Materials Science* 33 (1989), 223-315
- [GLE00] H. Gleiter, *Nanostructured materials: basic concepts and microstructure*, *Acta Materialia* 48 (2000), 1-29
- [GOT07] G. Gottstein, *Physikalische Grundlagen der Materialkunde*, 3. Auflage, Springer Verlag (2007), ISBN: 978-3-540-71104-9
- [GRE73] R. E. Green, *Treatise on Materials Science and Technology: Ultrasonic Investigation of Mechanical Properties*, vol. 3, Academic Press, New York and London, 1973
- [GRI36] D. T. Griggs, *Deformation of Rocks Under High Confining Pressures*, *Journal of Geology* 44 (1936), 541-577
- [GRO02] P. Groche, M. Jöckel, *Zur Rolle des hydrostatischen Spannungszustandes bei inkrementellen Umformprozessen am Beispiel des Fließspaltens*, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 33 (2002), 80-84
- [GRO07-1] P. Groche, J. Ringler, D. Vucic, *New forming processes for sheet metal with large plastic deformation*, *Key Engineering Materials* 344 (2007), 251-258
- [GRO07-2] P. Groche, D. Vucic, M. Jöckel, *Basics of Linear Flow Splitting*, *Journal of Materials Processing Technology* 183 (2007), 249-255
- [GRO09] P. Groche, J. Ringler, T. Abu Shreehah, *Bending-Rolling combinations for strips with optimized cross-section geometries*, *CIRP Annals - Manufacturing Technology* 58 (2009), 263-266
- [GRO11] D. Gross, W. Hauger, J. Schröder, W. A. Wall, *Technische Mechanik 2: Elastostatik*, 11. Auflage, Springer Verlag (2011), ISBN: 978-3642199837
- [GRO17-1] P. Groche, E. Bruder, S. Gramlich, *Manufacturing Integrated Design*, Springer Verlag (2017), ISBN: 978-3-319-52377-4
- [GRO17-2] P. Groche, V. Monnerjahn, M. Özel, Y. Yu, *Remote joining by plastic deformation in the process of linear flow splitting*, *Journal of Materials Processing Technology* 246 (2017), 262-266
- [HAA94] P. Haasen, *Physikalische Metallkunde*, 3. Auflage, Springer (1994), ISBN: 3-540-57210-4

-
-
- [HAH97] H. Hahn, P. Mondal, K. A. Padmanabhan, *Plastic deformation of nanocrystalline materials*, Nanostructured Materials 9 (1997), 603-606
- [HAL51] E. O. Hall, *The deformation and ageing of mild steel: III Discussion and results*, Proceedings of the Physical Society 64 (1951), 747-753
- [HAN04] N. Hansen, *Hall-Petch relation and boundary strengthening*, Scripta Materialia 51 (2004), 801-806
- [HAU86] V. Hauk, *Residual Stresses, Their Importance in Science and Technology*, Proceedings of the first European Conference on Residual Stresses, Karlsruhe, Germany (1983), 9-45
- [HAU12] T. Hausöl, C. W. Schmidt, V. Maier, W. Böhm, H. Nguyen, M. Merklein, H. W. Höppel, M. Göken, *Formability of Ultrafine-grained AA6016 Sheets processed by Accumulative Roll Bonding*, Key Engineering Materials 504-506 (2012), 575-580
- [HAU99] S. Hauk, *Grundlagen des Fließspaltens von Blechronden*, Dissertation am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt, Shaker Verlag (1999), ISBN: 3-8265-6530-4
- [HIL52] R. Hill, *The Elastic Behaviour of a Crystalline Aggregate*, Proceedings of the Physical Society A 65 (1952), 349-354
- [HIN97] J. A. Hines, K. S. Vecchio, *Recrystallization kinetics within adiabatic shear bands*, Acta Materialia 45 (1997), 635-649
- [HUG97] D. A. Hughes, N. Hansen, *High angle boundaries formed by grain subdivision mechanisms*, Acta Materialia 45 (1997), 3871-3886
- [HUG00] D. A. Hughes, N. Hansen, *Microstructure and strength of nickel at large strains*, Acta Materialia 48 (2000), 2985-3004
- [HUM04] F. J. Humphreys, M. Hatherly, *Recrystallization and Related Annealing Phenomena*, Second Edition, Elsevier Ltd. (2004), ISBN: 0 08 044164 5
- [HÖL91] M. Hölscher, D. Raabe, K. Lücke, *Rolling and Recrystallization Textures of bcc Steels*, Steel Research International 62 (1991), 567-575
- [HÖP09] H. W. Höppel, H. Mughrabi, A. Vinogradov, *Fatigue Properties of Bulk Nanostructured Materials*, In: *Bulk Nanostructured Materials*, Editoren: M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu, Wiley-VCH (2009), 481-500, ISBN 978-3-527-31524-6
- [HÖP10] H. W. Höppel, M. Korn, R. Lapovok, H. Mughrabi, *Bimodal grain size distributions in UFG materials produced by SPD: Their evolution and effect on mechanical properties*, Journal of Physics: Conference Series 240 (2010) 012147, 1-4
- [IVA05] Y. Ivanisenko, R. Z. Valiev, H. J. Fecht, *Grain boundary statistics in nanostructured iron produced by high pressure torsion*, Materials Science and Engineering A 390 (2005), 159-165

-
- [IWA96] Y. Iwahashi, J. Wang, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon, *Principle of equal-channel angular pressing for the processing of ultra-fine grained materials*, Scripta Materialia 35 (1996), 143-146
- [JEN95] D. Juul Jensen, *Growth rates and misorientation relationships between growing nuclei/grains and the surrounding deformed matrix during recrystallization*, Acta Metallurgica et Materialia 43 (1995), 4117-4129
- [JIA03] D. Jia, K. T. Ramesh, E. Ma, *Effects of nanocrystalline and ultrafine grain sizes on constitutive behavior and shear bands in iron*, Acta Materialia 51 (2003), 3495–3509
- [JOS08] S. P. Joshi, K. T. Ramesh, *Grain size dependent shear instabilities in body-centered and face-centered cubic materials*, Materials Science and Engineering A 493 (2008), 65-70
- [JÖC05] M. Jöckel, *Grundlagen des Spaltprofilierens von Blechplatinen*, Dissertation am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt, Shaker Verlag (2005), ISBN 3-8322-4218-X
- [KAR13] I. Karin, J. Niehuesbernd, E. Bruder, K. Lipp, H. Hanselka, C. Müller, *Finite-Element analysis of a rolling contact model with anisotropic elastic material properties*, Materials Science and Engineering Technology 44 (2013), 298-303
- [KAU12] V. Kaune, C. Müller, *Formation of UFG-surface layers on a HSLA steel by a continuous Surface-SPD-Process*, Materials Science and Engineering A 535 (2012), 1-5
- [KAU13] V. Kaune, *Entstehung und Eigenschaften von UFG Gradientengefügen durch Spaltprofilieren und Spaltbiegen höherfester Stähle*, Dissertation am Institut für Physikalische Metallkunde der TU Darmstadt (2011)
- [KAM09-1] N. Kamikawa, X. Huang, N. Tsuji, N. Hansen, *Strengthening mechanisms in nanostructured high-purity aluminium deformed to high strain and annealed*, Acta Materialia, Vol. 57 (2009), 4198-4208
- [KAM09-2] M. Kamaya, *A procedure for estimating Young's modulus of textured polycrystalline materials*, International Journal of Solids and Structures 46 (2009), 2642–2649
- [KEH64] A. S. Keh, *Work hardening and deformation sub-structure in iron single crystals deformed in tension at 298° K*, The Philosophical Magazine: A Journal of Theoretical Experimental and Applied Physics 12:115 (1965), 9-30
- [KEL56] R. A. Kelsey, *Measuring Non-Uniform Residual Stresses by the Hole Drilling Method*, Proceedings of the Society for Experimental Stress Analysis Conference 14 (1956), 181-194
- [KIE96] H. Kiewel, H. J. Bunge, L. Fritsche, *Effect of the grain shape on the elastic constants of polycrystalline material*, Textures and Microstructures 28 (1996), 17-33
- [KNE65] G. Kneer, *Über die Berechnung der Elastizitätsmoduln vielkristalliner Aggregate mit Textur*, Physica Status Solidi 9 (1965), 825

-
-
- [KOC00] U. F. Kocks, C. N. Tomé, H. R. Wenk, *Texture and Anisotropy*, Cambridge University Press (2000), ISBN: 978-0521794206
- [KOC09] C. C. Koch, *Nanostructured Materials: An Overview*, In: *Bulk Nanostructured Materials*, Editoren: M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu, Wiley-VCH (2009), 3-20, ISBN: 978-3-527-31524-6
- [KRÖ58] E. Kröner, *Berechnung der elastischen Konstanten des Vielkristalls aus den Konstanten des Einkristalls*, *Zeitschrift für Physik* 151 (1958), 504-518
- [KRÖ61] E. Kröner, *Zur plastischen Verformung des Vielkristalls*, *Acta Metallurgica* 9 (1961), 155-161
- [KUM03] K. S. Kumar, H. Van Swygenhoven, S. Suresh, *Mechanical behavior of nanocrystalline metals and alloys*, *Acta Materialia* 51 (2003), 5743-5774
- [LAN00] T. G. Langdon, M. Furukawa, M. Nemoto, Z. Horita, *Using Equal-Channel Angular Pressing for Refining Grain Size*, *JOM* 52 (2000), 30-33
- [LAN07] T. G. Langdon, *The principles of grain refinement in equal-channel angular pressing*, *Materials Science and Engineering A* 462 (2007), 3-11
- [LAN09] V. Landersheim, B. Eigenmann, C. el Dsoki, T. Bruder, C.M. Sonsino, H. Hanselka, *Analyse der Wirkung von Kerben, Mittel- und Eigenspannungen auf die Schwingfestigkeit des hochumgeformten Werkstoffbereichs von Spaltprofilen*, *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik* 40 (2009), 663-675
- [LAP05] R. YE. Lapovok, *The role of back-pressure in equal channel angular extrusion*, *Journal of Materials Science* 40 (2005), 341-346
- [LAT03] A. Latapie, D. Farkas, *Effect of grain size on the elastic properties of nanocrystalline α -iron*, *Scripta Materialia* 48 (2003), 611-615
- [LEB95] A. B. Lebedev, A. E. Romanov, V.I. Kopylov, V.P. Filonenko, V.G. Gryaznov, Y. A. Burenkov, *Softening of the elastic modulus in submicrocrystalline copper*, *Materials Science and Engineering A* 203 (1995), 165-170
- [LEE02] S. H. Lee, Y. Saito, N. Tsuji, H. Utsunomiya, T. Sakai, *Role of shear strain in ultragrain refinement by accumulative roll-bonding (ARB) process*, *Scripta Materialia* 46 (2002), 281-285
- [LEE14] D. J. Lee, E. Y. Yoon, D.-H. Ahn, B. H. Park, H. W. Park, L.J. Park, Y. Estrin, H.S. Kim, *Dislocation density-based finite element analysis of large strain deformation behavior of copper under high-pressure torsion*, *Acta Materialia* 76 (2014), 281-293
- [LI 05] S. Li, I. J. Beyerlein, M. A. M. Bourke, *Texture formation during equal channel angular extrusion of fcc and bcc materials: comparison with simple shear*, *Materials Science and Engineering A* 394 (2005), 66-77

-
-
- [LI 06] B. L. Li, N. Tsuji, N. Kamikawa, *Microstructure homogeneity in various metallic materials heavily deformed by accumulative roll-bonding*, Materials Science and Engineering A 423 (2006), 331-342
- [LIN07] J. F. C. Lins, H. R. Z. Sandim, H.-J. Kestenbac, D. Raabe, K. S. Vecchio, *A microstructural investigation of adiabatic shear bands in an interstitial free steel*, Materials Science and Engineering A 457 (2007), 205-218
- [LUD13] C. Ludwig, V. Hammen, P. Groche, V. Kaune, C. Müller, *Fertigung qualitätsoptimierter Spaltprofile durch Variation schnell änderbarer Prozessgrößen und deren Einfluss auf die Materialeigenschaften*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 44 (2013), 601-611
- [MA 03] E. Ma, *Instabilities and ductility of nanocrystalline and ultrafine-grained metals*, Scripta Materialia 49 (2003), 663-668
- [MAI12] V. Maier, T. Hausöl, C. W. Schmidt, W. Böhm, H. Nguyen, M. Merklein, H. W. Höppel, M. Göken, *Tailored Heat Treated Accumulative Roll Bonded Aluminum Blanks: Microstructure and Mechanical Behavior*, Metallurgical and Materials Transactions A 43 (2013), 3097-3107
- [MAT93] S. Matthies, M. Humbert, *The Realization of the Concept of a Geometric Mean for Calculating Physical Constants of Polycrystalline Materials*, Physica Status Solidi B 177 (1993), K47-K50
- [MAT95] S. Matthies, M. Humbert, *On the Principle of a Geometric Mean of Even-Rank Symmetric Tensors for Textured Polycrystals*, Journal of Applied Crystallography 28 (1995), 254-266
- [MEY03] M. A. Meyers, Y. B. Xu, Q. Xue, M. T. Pérez-Prado, T. R. McNelley, *Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel*, Acta Materialia 51 (2003), 1307-1325
- [MOL07] X. Molodova a, G. Gottstein, M. Winning, R. J. Hellmig, *Thermal stability of ECAP processed pure copper*, Materials Science and Engineering A 460 (2007), 204-213
- [MUG04] H. Mughrabi, H. W. Höppel, M. Kautz, *Fatigue and microstructure of ultrafine-grained metals produced by severe plastic deformation*, Scripta Materialia 51 (2004), 807-812
- [MUG10] H. Mughrabi, H. W. Höppel, *Cyclic deformation and fatigue properties of very fine-grained metals and alloys*, International Journal of Fatigue 32 (2010), 1413-1427
- [MÜL07] C. Müller, T. Bohn, E. Bruder, T. Bruder, V. Landersheim, C. El Dsoki, P. Groche, D. Veleva, *Severe plastic deformation by linear flow splitting*, Materialwissenschaft und Werkstofftechnik 38 (2007), 842-854
- [MÜL08] C. Müller, T. Bohn, E. Bruder, P. Groche, *UFG-Microstructures by Linear Flow Splitting*, Materials Science Forum 584-586 (2008), 68-73
- [NEM98] M. Nemoto, Z. Horita, M. Furukawa, T. G. Langdon, *Equal-Channel Angular Pressing: A Novel Tool for Microstructural Control*, Metals and Materials 4 (1998), 1181-1190

-
-
- [NEU09] R. Neugebauer, S. Scheffler, R. Poprawe, A. Weisheit, *Local laser heat treatment of ultra high strength steels to improve formability*, Production Engineering - Research and Development 3 (2009), 347-351
- [NEU17] M. Neuwirth, M. Özel, P. Groche, *Process Characteristics in Flexible Flow Splitting*, Steel Research International 88-7 (2017), 1-7
- [NIC86] W.F. Nickola, *Practical Subsurface Residual Stress Evaluation by the Hole Drilling Method*, Proceedings of the Conference on Experimental Mechanics (1986), 47-58
- [NIE13] J. Niehuesbernd, C. Müller, W. Pantleon, E. Bruder, *Quantification of local and global elastic anisotropy in ultrafine grained gradient microstructures, produced by linear flow splitting*, Materials Science and Engineering A 560 (2013), 273-277
- [NIE14] J. Niehuesbernd, E. Bruder, C. Müller, *Influence of gradients in the elastic anisotropy on the reliability of residual stresses determined by the hole drilling method*, Advanced Materials Research 996 (2014), 289-294
- [NIE16] J. Niehuesbernd, V. Monnerjahn E. Bruder, P. Groche, C. Müller, *Improving the formability of linear flow split profiles by laser annealing*, Materials Science and Engineering Technology 47 (2016), 1174-1181
- [NIE18] J. Niehuesbernd, E. Bruder, C. Müller, *Impact of the heating rate on the annealing behavior and resulting mechanical properties of UFG HSLA steel*, Materials Science and Engineering A 711 (2018), 325-333
- [OKA08] M. Okayasu, K. Sato, M. Mizuno, D. Y. Hwang, D. H. Shin, *Fatigue properties of ultra-fine grained dual phase ferrite/martensite low carbon steel*, International Journal of Fatigue 30 (2008), 1358-1365
- [PAN93] C. S. Pande, R. A. Masumura, R. W. Armstrong, *Pile-up based hall-petch relation for nanoscale materials*, Nanostructured Materials 2 (1993), 323-331
- [PET53] N. J. Petch, *The cleavage strength of polycrystals*, Journal of the Iron and Steel Institute 174 (1953), 25-28
- [PRA01] P. B. Pragnell, J. R. Bowen, A. Gholinia, *The formation of submicron and nanocrystalline grain structures by severe plastic deformation*, In: Proceedings of the 22nd Risø International Symposium on Materials Science, Editors: A.R. Dinesen et al., Roskilde (2001), 105-126
- [PRI01] M. B. Prime, *Cross-Sectional Mapping of Residual Stresses by Measuring the Surface Contour After a Cut*, Transactions of the American Society of Mechanical Engineers 123 (2001), 162-168
- [RAA02] D. Raabe, P. Klose, B. Engl, K. P. Imlau, F. Friedel, F. Roters, *Concepts for Integrating Plastic Anisotropy into Metal Forming Simulations*, Advanced Engineering Materials 4 (2002), 169-180

-
-
- [RAA93] D. Raabe, K. Lücke, *Textures of ferritic stainless steels*, Materials Science and Technology 9 (1993), 302-312
- [RAA94] D. Raabe, K. Lücke, *Rolling and Annealing Textures of BCC Metals*, Materials Science Forum 157-162 (1994), 597-610
- [RAA96] D. Raabe, *On the influence of the chromium content on the evolution of rolling textures in ferritic stainless steels*, Journal of Materials Science 31 (1996), 3839-3845
- [RAM13] A. Ramazani, K. Mukherjee, H. Quade, U. Prahl, W. Bleck, *Correlation between 2D and 3D flow curve modelling of DP steels using a microstructure-based RVE approach*, Materials Science and Engineering A 560 (2013), 129-139
- [REU29] A. Reuss, *Berechnung der Fließgrenze von Mischkristallen auf Grund der Plastizitätsbedingung für Einkristalle*, Journal of Applied Mathematics and Mechanics 9 (1929), 49-58
- [RIN07] J. Ringler, P. Groche, *Grundlagen des Spaltbiegens*, 1. Zwischenkolloquium des SFB 666, Tagungsband, Meisenbach Verlag (2007), 73-78, ISBN: 978-3-87525-252-1
- [RIN08] J. Ringler, P. Groche, *Spaltbiegen – Ein neues Verfahren für integrale Verzweigungen aus der Blechmitte*, 2. Zwischenkolloquium des SFB 666, Tagungsband, Meisenbach Verlag (2008), 63-71, ISBN: 978-3-87525-283-5
- [RIT08] D. Rittel, P. Landau, A. Venkert, *Dynamic Recrystallization as a Potential Cause for Adiabatic Shear Failure*, Physical Review Letters 101 (2008), 165501-1–165501-4
- [ROS12] N. S. Rossini, M. Dassisti, K. Y. Benyounis, A. G. Olabi, *Methods of measuring residual stresses in components*, Materials and Design 35 (2012), 572–588
- [ROS71] J. M. Rosenberg, H. R. Piehler, *Calculation of the Taylor factor and lattice rotations for bcc metals deforming by pencil glide*, Metallurgical Transactions 2 (1971), 257-259
- [ROT10] F. Roters, P. Eisenlohr, L. Hantcherli, D. D. Tjahjanto, T. R. Bieler, D. Raabe, *Overview of constitutive laws, kinematics, homogenization and multiscale methods in crystal plasticity finite-element modeling: Theory, experiments, applications*, Acta Materialia 58 (2010), 1152–1211
- [RÖS08] J. Rösler, H. Harders, M. Bäker, *Mechanisches Verhalten der Werkstoffe*, 3. Auflage, Vieweg + Teubner (2008), ISBN: 978-3-8351-0240-8
- [SAI99] Y. Saito, H. Utsunomiya, N. Tsuji, T. Sakai, *Novel Ultra-High Straining Process for Bulk Materials - Development of the Accumulative Roll-Bonding (ARB) Process*, Acta Materialia 47 (1999), 579-583
- [SAB08] I. Sabirov, Y. Estrin, M. R. Barnett, I. Timokhina, P. D. Hodgson, *Tensile deformation of an ultrafine-grained aluminium alloy: Micro shear banding and grain boundary sliding*, Acta Materialia 56 (2008), 2223-2230

-
-
- [SAB09] I. Sabirov, M. R. Barnett, Y. Estrin, P. D. Hodgson, *The effect of strain rate on the deformation mechanisms and the strain rate sensitivity of an ultra-fine-grained Al alloy*, Scripta Materialia 61 (2009), 181-184
- [SCH88] G. J. Schajer, *Measurement of Non-Uniform Residual Stresses Using the Hole-Drilling Method. Part 1 – Stress Calculation Procedures*, Journal of Engineering Materials and Technology 110 (1988), 338-343
- [SCH94] G. J. Schajer, L. Yang, *Residual-Stress Measurement in Orthotropic Materials Using the Hole-drilling Method*, Experimental Mechanics 34 (1994), 324-333
- [SCH96] T. Schwarz, *Beitrag zur Eigenspannungsermittlung an isotropen, anisotropen sowie inhomogenen, schichtweise aufgebauten Werkstoffen mittels Bohrlochmethode und Ringkernverfahren*, Dissertation an der Fakultät Energietechnik der Universität Stuttgart (1996)
- [SCH98] J. Schiøtz, F. D. Di Tolla, K. W. Jacobsen, *Softening of nanocrystalline metals at very small grain sizes*, Nature 391 (1998), 561–563
- [SCH10] G. J. Schajer, *Advances in Hole-Drilling Residual Stress Measurements*, Experimental Mechanics 50 (2010), 159-168
- [SCH16] J. Scheil, M. Steitz, C. Müller, *Austempered ductile iron heat treatment for machine hammer peening of milled tool surfaces*, Mat.-wiss. u. Werkstofftech. 47 (2016), 335-340
- [SEG81] V. M. Segal, V. I. Reznikov, A. E. Drobyshevskiy, I. V. Kopylov, *Plastic working of metals by simple shear*, Russian Metallurgy (1981), 99-105
- [SEI12] R. Seifi, D. Salimi-Majd, *Effects of plasticity on residual stresses measurement by hole drilling method*, Mechanics of Materials 53 (2012), 72–79
- [SHA14] Y. H. Sha, C. Sun, F. Zhang, D. Patel, X. Chen, S. R. Kalidindi, L. Zuo, *Strong cube recrystallization texture in silicon steel by twin-roll casting process*, Acta Materialia 76 (2014), 106-117
- [SOB07] E. G. Sobolevski, *Residual stress analysis of components with real geometries using the incremental hole-drilling technique and a differential evaluation method*, Dissertation am Institut für Werkstofftechnik der Universität Kassel (2007), ISBN: 978-3-89958-343-4
- [SON99] H. W. Song, S. R. Guo, Z. Q. Hu, *A coherent polycrystal model for the inverse Hall-Petch relation in nanocrystalline materials*, Nanostructured Materials 11 (1999), 203-210
- [SON06] R. Song, D. Ponge, D. Raabe, J. G. Speer, D. K. Matlock, *Overview of processing, microstructure and mechanical properties of ultrafine grained bcc steels*, Materials Science and Engineering A 441 (2006), 1-17
- [SPI09] L. Spieß, G. Teichert, R. Schwarzer, H. Behnken, C. Genzel, *Moderne Röntgenbeugung - Röntgendiffraktometrie für Materialwissenschaftler, Physiker und Chemiker*, 2. Auflage, Vieweg & Teubner (2009), ISBN: 978-3-8351-0166-1

-
-
- [STE03] M. Steinzig and E. Ponslet, *Residual stress measurement using the hole drilling method and laser speckle interferometry: Part 1*, Experimental Techniques 27-3 (2003), 43-46
- [SWY01] H. Van Swygenhoven, P. M. Derlet, *Grain-boundary sliding in nanocrystalline fcc metals*, Physical review B 64, 224101-1–224101-9
- [TAS14] C. C. Tasan, M. Diehl, D. Yan, C. Zambaldi, P. Shanthraj, F. Roters, D. Raabe, *Integrated experimental–simulation analysis of stress and strain partitioning in multiphase alloys*, Acta Materialia 81 (2014), 386–400
- [TIK06] I. Tikhovskiy, D. Raabe, F. Roters, *Simulation of the deformation texture of a 17%Cr ferritic stainless steel using the texture component crystal plasticity finite element method considering texture gradients*, Scripta Materialia 54 (2006), 1537–1542
- [TOO99] J. M. J. den Toonder, J. A. W. van Dommelen, F. P. T. Baaijens, *The relation between single crystal elasticity and the effective elastic behaviour of polycrystalline materials: theory, measurement and computation*, Modelling and Simulation in Materials Science and Engineering 7 (1999), 909–928
- [TSU02] N. Tsuji, Y. Ito, Y. Saito, Y. Minamino, *Strength and ductility of ultrafine grained aluminum and iron produced by ARB and annealing*, Scripta Materialia 47 (2002), 893-899
- [TSU09] N. Tsuji, *Fabrication of Bulk Nanostructured Materials by Accumulative Roll Bonding (ARB)*, In: *Bulk Nanostructured Materials*, Editors: M.J. Zehetbauer, Y.T. Zhu, Wiley-VCH (2009), 235-253, ISBN 978-3-527-31524-6
- [VAL97] R. Z. Valiev, *Superplastic behaviour of nanocrystalline metallic materials*, Materials Science Forum 243-245(1997), 207-216
- [VAL00] R. Z. Valiev, R. K. Islamgaliev, I. V. Alexandrov, *Bulk nanostructured materials from severe plastic deformation*, Progress in Materials Science 45 (2000), 103-189
- [VAL02] R. Z. Valiev, I. V. Alexandrov, Y. T. Zhu, T. C. Lowe, *Paradox of strength and ductility in metals processed by severe plastic deformation*, Journal of Materials Research 17 (2002), 5-8
- [VAL06-1] R. Z. Valiev, Y. Estrin, Z. Horita, T. G. Langdon, M. J. Zehetbauer, Y. T. Zhu, *Producing Bulk Ultrafine-Grained Materials by Severe Plastic Deformation*, Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 58 (2006), 33-39
- [VAL06-2] R. Z. Valiev, T. G. Langdon, *Principles of equal-channel angular pressing as a processing tool for grain refinement*, Progress in Materials Science 51 (2006), 881-981
- [VAL12] R. Z. Valiev, I. Sabirov, A. P. Zhilyaev, T. G. Langdon, *Bulk Nanostructured Metals for Innovative Applications*, Journal of the Minerals, Metals and Materials Society, Vol. 64 (2012), 1134-1142
- [VIN99] A. Vinogradov, T. Mimaki, S. Hashimoto, R.Z. Valiev, *On the corrosion behavior of ultra-fine grain copper*, Scripta Materialia 41 (1999), 319-326

-
-
- [VOI10] W. Voigt, *Lehrbuch der Kristallphysik*, B. G. Teubner Verlag, Leipzig, Berlin, 1910
- [VOR04] A. Vorhauer, R. Pippan, *On the homogeneity of deformation by high pressure torsion*, Scripta Materialia 51 (2004), 921-925
- [VUC10] D. Vucic, *Methoden zum Herstellen und Weiterverarbeiten von Spaltprofilen*, Dissertation am Institut für Produktion und Umformmaschinen der TU Darmstadt, Shaker Verlag (2010), ISBN: 978-3-8322-9266-9
- [WAN03] G. Wang, S. D. Wu, L. Zuo, C. Esling, Z. G. Wang, G. Y. Li, *Microstructure, texture, grain boundaries in recrystallization regions in pure Cu ECAE samples*, Materials Science and Engineering A 346 (2003), 83-90
- [WAN04-1] Y. M. Wang, E. Ma, *Strain hardening, strain rate sensitivity, and ductility of nanostructured metals*, Materials Science and Engineering A 375–377 (2004), 46-52
- [WAN04-2] Y. M. Wang, E. Ma, *Three strategies to achieve uniform tensile deformation in a nanostructured metal*, Acta Materialia 52 (2004), 1699–1709
- [WAN09] Y. M. Wang, E. Ma, *Mechanical Properties of Bulk Nanostructured Metals*, In: Bulk Nanostructured Materials, Editors: M. J. Zehetbauer, Y. T. Zhu, Wiley-VCH (2009), 425-453, ISBN: 978-3-527-31524-6
- [WEI02] Q. Wei, D. Jia, K. T. Ramesh, E. Ma, *Evolution and microstructure of shear bands in nanostructured Fe*, Applied Physics Letters 81 (2002), 1240-1242
- [WEI13] C. R. Weinberger, B. L. Boyce, C. C. Battaile, *Slip planes in bcc transition metals*, International Materials Reviews 58 (2013), 296-314
- [WIT01] P. J. Withers, H. K. D. H. Bhadeshia, *Residual stress Part 1 - Measurement techniques*, Materials Science and Technology 17 (2001), 355-365
- [WIT07] P. J. Withers, *Residual stress and its role in failure*, Reports on Progress in Physics 70 (2007), 2211-2264
- [XU 96] Y. B. Xu, Y. L. Bai, Q. Xue, L. T. Shen, *Formation, microstructure and development of the localized shear deformation in low-carbon steels*, Acta Materialia 44 (1996), 1917-1926
- [XUE07] Q. Xue, I. J. Beyerlein, D. J. Alexander, G. T. Gray III, *Mechanisms for initial grain refinement in OFHC copper during equal channel angular pressing*, Acta Materialia 55 (2007), 655–668
- [YAN10] K. Yang, Yu. Ivanisenko, A. Caron, A. Chuvilin, L. Kurmanaeva, T. Scherer, R. Z. Valiev, H. J. Fecht, *Mechanical behaviour and in situ observation of shear bands in ultrafine grained Pd and Pd–Ag alloys*, Acta Materialia 58 (2010), 967-978
- [YIN17] J. Yin, *Charakterisierung des Profilstegbereichs verzweigter Blechstrukturen*, Master-Thesis am Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt (2017)

-
- [YU 04] C. Y. Yu, P. L. Sun, P. W. Kao, C. P. Chang, *Evolution of microstructure during annealing of a severely deformed aluminum*, Materials Science and Engineering A 366 (2004), 310-317
- [ZHA09] H. Zhang, B. Johansson, L. Vitos, *Ab initio calculations of elastic properties of bcc Fe-Mg and Fe-Cr random alloys*, Physical Review B 79 (2009) 224201-1-224201-10
- [ZHI07] A. P. Zhilyaev, T. R. McNelley, T.G. Langdon, *Evolution of microstructure and microtexture in fcc metals during high-pressure torsion*, Journal of Materials Science 42 (2007), 1517-1528
- [ZHU00] Y. T. Zhu, T. C. Lowe, *Observations and issues on mechanisms of grain refinement during ECAP process*, Materials Science and Engineering A 291 (2000), 46-53

Eigene Veröffentlichungen

1. J. Niehuesbernd, C. Müller, W. Pantleon, E. Bruder, *Quantification of local and global elastic anisotropy in ultrafine grained gradient microstructures, produced by linear flow splitting*, Materials Science & Engineering A 560 (2013), 273-277
2. I. Karin, J. Niehuesbernd, E. Bruder, K. Lipp, H. Hanselka, C. Müller, *Finite-Element analysis of a rolling contact model with anisotropic elastic material properties*, Materials Science and Engineering Technology 44 (2013), 298-303
3. J. Niehuesbernd, E. Bruder, C. Müller, *Influence of gradients in the elastic anisotropy on the reliability of residual stresses determined by the hole drilling method*, Advanced Materials Research 996 (2014), 289-294
4. J. Niehuesbernd, E. Bruder, C. Müller, *Einfluss von elastischen Anisotropiegradienten auf die Ermittlung von Eigenspannungen mit der Bohrlochmethode*, 5. Zwischenkolloquium des SFB 666, Tagungsband, Meisenbach Verlag (2014), 115-119, ISBN: 978-3-87525-372-6
5. J. Niehuesbernd, V. Monnerjahn E. Bruder, p. Groche, C. Müller, *Improving the formability of linear flow split profiles by laser annealing*, Materials Science and Engineering Technology 47 (2016), 1174-1181
6. E. Abele, C. Müller, E. Turan, J. Niehuesbernd, E. Bruder, F. Falk, *Influence of the high speed milling process on the mechanical and microstructural properties of ultrafine grained (UFG) profiles produced by linear flow splitting*, Transactions of Nanjing University of Aeronautics and Astronautics (2017), 349-356
7. E. Bruder, L. Ahmels, J. Niehuesbernd, C. Müller, *Manufacturing-Induced Material Properties of Linear Flow Split and Linear Bend Split Profiles*, Materials Science and Engineering Technology 48 (2017), 41-52
8. L. Ahmels, C. Müller, J. Niehuesbernd und Weitere, *Manufacturing-induced Properties: Determination, Understanding and Beneficial Use*, In: *Manufacturing Integrated Design - Sheet Metal Product and Process Innovation*, Editoren: P. Groche, E. Bruder, S. Gramlich, Springer Verlag (2017), ISBN: 978-3319523767
9. J. Niehuesbernd, E. Bruder, C. Müller, *Impact of the heating rate on the annealing behavior and resulting mechanical properties of UFG HSLA steel*, Materials Science & Engineering A 711 (2018), 325-333
10. M. Diehl, J. Niehuesbernd, E. Bruder, *Simulation approaches for predicting the elastic and plastic anisotropy of strongly-textured steel from experimental microstructures*, eingereicht bei: International Journal of Plasticity, 06/2018



A Anhang

A.1. Empirischer Zusammenhang zwischen Vickers-Härte und Streckgrenze

Die Zusammenhänge zwischen der Vickers-Härte und der Streckgrenze bzw. genauer gesagt der 0,2%-Dehngrenze, wurden durch Härtemessungen an jeweils mehreren Zugproben aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 gewonnen. Die Zugproben wurden zu unterschiedlichen plastischen Dehnungen verformt und die Härte im Schliff gemessen. Im Bereich der Gleichmaßdehnung konnte dabei über die gesamte Zugprobe verteilt gemessen werden. Nach Erreichen der Zugfestigkeit und mit Beginn der Einschnürung musste die Härte im Zentrum des Einschnürbereichs gemessen werden. Nach dem Bruch wurde die Härte nahe der Bruchfläche gemessen. In der Auftragung der wahren Dehngrenze in Abhängigkeit von der zugehörigen Vickers-Härte konnte durch Anfitten einer Regressionsgeraden der lineare Zusammenhang zwischen Härte und Dehngrenze für die drei untersuchten Stähle ermittelt werden (siehe Abb. A.1). Die erhaltenen Zusammenhänge der drei Stähle ähneln einander sehr. Insbesondere die Steigung ist mit ca. 3,2 für alle drei Stähle etwa die gleiche.

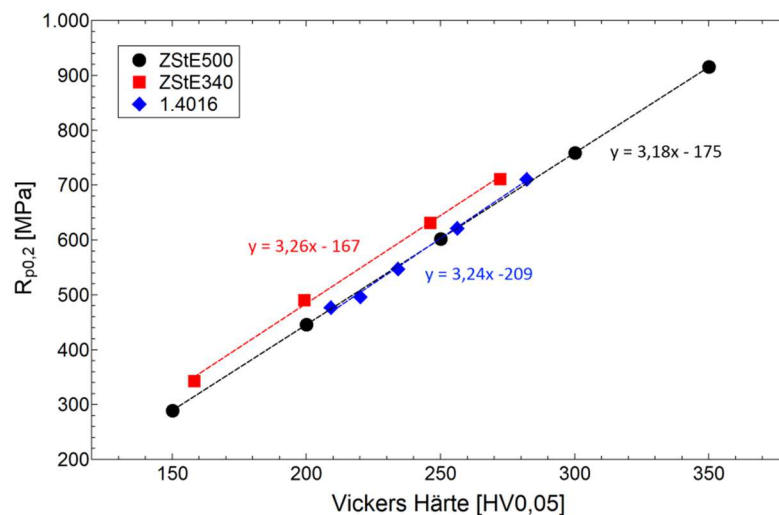


Abb. A.1: Zusammenhang zwischen Vickers-Härte und 0,2 %-Dehngrenze für ZStE500, ZStE340 und 1.4016

A.2. Ermittlung von Steifigkeitstensen mit Hilfe von Ultraschallmessungen

Durch die Messung der Schallgeschwindigkeit in verschiedenen Raumrichtungen ist es möglich den richtungsabhängigen E-Modul eines Werkstoffs zu bestimmen. Zur Ermittlung des vollständigen Steifigkeitstensors sind für orthotrope Symmetrien Messungen mit longitudinal und transversal polarisierten Schallwellen an insgesamt sechs unterschiedlichen Proben notwendig. Drei der Proben werden durch Schnitte entlang der drei Hauptachsen des Probenkoordinatensystems (RD, TD, ND) hergestellt. Hier wäre auch eine Reduktion der drei Proben auf eine quaderförmige Probe möglich. Die drei weiteren Proben werden durch Schnitte in einem Winkel (vorzugsweise 45°) zwischen den Hauptachsen hergestellt. Zur Berechnung des Steifigkeitstensors aus den Schallgeschwindigkeiten stellte Green einen Satz Formeln auf, welche in Tabelle A.1 aufgeführt sind [GRE73].

Tabelle A.1: Berechnung der Komponenten des Steifigkeitstensors

Komponente	Probe	Modus	Ausbreitungsrichtung	Polarisationsrichtung	Berechnung
C_{11}	1	Longitudinal	[100] / RD	[100] / RD	$C_{11} = \rho v^2$
C_{22}	2	Longitudinal	[010] / TD	[010] / TD	$C_{22} = \rho v^2$
C_{33}	3	Longitudinal	[001] / ND	[001] / ND	$C_{33} = \rho v^2$
C_{44}	2 bzw. 3	Transversal	[010] / TD bzw. [001] / ND	[001] / ND bzw. [010] / TD	$C_{44} = \rho v^2$
C_{55}	1 bzw. 3	Transversal	[100] / RD bzw. [001] / ND	[001] / ND bzw. [100] / RD	$C_{55} = \rho v^2$
C_{66}	1 bzw. 2	Transversal	[100] / RD bzw. [010] / ND	[010] / TD bzw. [100] / RD	$C_{66} = \rho v^2$
C_{12} / C_{21}	4	Quasi-Longitudinal	RD-TD Ebene	\perp ND	$C_{12} = C_{21} = \text{s.u.}$
C_{23} / C_{32}	5	Quasi-Longitudinal	TD-ND Ebene	\perp RD	$C_{23} = C_{32} = \text{s.u.}$
C_{13} / C_{31}	6	Quasi-Longitudinal	RD-ND Ebene	\perp TD	$C_{13} = C_{31} = \text{s.u.}$

$$C_{12} = C_{21} = \sqrt{\frac{(\cos(\alpha)^2 C_{11} + \sin(\alpha)^2 C_{66} - \rho v^2)(\cos(\alpha)^2 C_{66} + \sin(\alpha)^2 C_{22} - \rho v^2)}{\cos(\alpha)^2 \sin(\alpha)^2}} - C_{66}$$

$$C_{23} = C_{32} = \sqrt{\frac{(\cos(\beta)^2 C_{22} + \sin(\beta)^2 C_{44} - \rho v^2)(\cos(\beta)^2 C_{44} + \sin(\beta)^2 C_{33} - \rho v^2)}{\cos(\beta)^2 \sin(\beta)^2}} - C_{44}$$

$$C_{13} = C_{31} = \sqrt{\frac{(\cos(\gamma)^2 C_{11} + \sin(\gamma)^2 C_{55} - \rho v^2)(\cos(\gamma)^2 C_{55} + \sin(\gamma)^2 C_{33} - \rho v^2)}{\cos(\gamma)^2 \sin(\gamma)^2}} - C_{55}$$

Mit

- α = Winkel zwischen RD und TD
- β = Winkel zwischen TD und ND
- γ = Winkel zwischen RD und ND
- ρ = Dichte des Materials
- v = Schallgeschwindigkeit in Messrichtung

A.3. Gradienten mechanischer Eigenschaften in FE-Modellen

Die für die Ermittlung der Eigenspannungen in Flanschen von Spaltprofilen aus ZStE500, ZStE340 und 1.4016 in die entsprechenden FE-Modelle implementierten mechanischen Eigenschaften sind in den Tabellen A.2, A.3 und A.4 aufgeführt. In die jeweiligen Schichten der FE-Modelle wurden Steifigkeitstensor sowie Fließkurven implementiert. Die lokalen Fließkurven wurden durch Beschneiden extrapolierter Fließkurven der drei Stähle entsprechend der lokalen Streckgrenze (siehe A.1) definiert.

ZStE500 Flansch

Tabelle A.2: Im Bohrloch-FE-Modell eingesetzte Streckgrenzen und Steifigkeitstensoren für Flansche aus ZStE500

Abstand zur Flanschoberseite [µm]	Streckgrenze [MPa]	Komponenten des Steifigkeitstensors [GPa]								
		C ₁₁	C ₂₂	C ₃₃	C ₄₄	C ₅₅	C ₆₆	C ₁₂	C ₁₃	C ₂₃
0 - 25	1140	279,2	292,8	269,8	77,9	91,3	69,8	98,2	121,2	107,6
25 - 50	1080	278,7	291,8	268,4	78,8	91,9	69,8	98,2	121,6	108,5
50 - 100	985	278,4	288,7	269,2	79,6	90,0	71,4	100,3	119,9	109,5
100 - 150	933	278,4	288,7	269,2	79,6	90,0	71,4	100,3	119,9	109,5
150 - 200	903	276,9	290,2	275,5	75,4	87,9	74,2	103,5	118,2	104,9
200 - 250	883	276,9	290,2	275,5	75,4	87,9	74,2	103,5	118,2	104,9
250 - 300	873	276,9	290,2	275,6	76,9	89,5	74,1	103,5	118,2	104,9
300 - 350	866	276,9	290,2	275,6	76,9	89,5	74,1	103,5	118,2	104,9
350 - 400	859	276,9	290,2	275,6	76,9	89,5	74,1	103,5	118,2	104,9
400 - 450	856	275,6	288,4	272,5	77,3	90,5	74,0	103,5	119,4	106,6
450 - 500	853	275,6	288,4	272,5	77,3	90,5	74,0	103,5	119,4	106,6
500 - 600	846	275,6	288,4	272,5	77,3	90,5	74,0	103,5	119,4	106,6
600 - 700	842	274,5	288,1	271,2	77,3	90,5	74,0	103,5	120,3	107,1
700 - 800	841	274,5	288,1	271,2	77,3	90,5	74,0	103,5	120,3	107,1
800 - 1250	838	278,1	288,7	270,6	78,8	89,3	72,1	101,2	119,3	108,7

ZStE340 Flansch

Tabelle A.3: Im Bohrloch-FE-Modell eingesetzte Streckgrenzen und Steifigkeitstensoren für Flansche aus ZStE340

Abstand zur Flanschoberseite [µm]	Streckgrenze [MPa]	Komponenten des Steifigkeitstensors [GPa]								
		C ₁₁	C ₂₂	C ₃₃	C ₄₄	C ₅₅	C ₆₆	C ₁₂	C ₁₃	C ₂₃
0 - 25	960	278,2	299,7	268,5	79,0	92,0	69,5	97,6	122,0	108,7
25 - 50	896	281,7	288,9	278,7	78,7	81,7	75,8	105,7	120,4	108,9
50 - 100	833	280,5	288,8	276,2	79,0	84,4	74,7	104,3	118,8	109,2
100 - 150	795	280,5	288,8	276,2	79,0	84,4	74,7	104,3	118,8	109,2
150 - 200	769	279,3	288,7	273,8	79,4	87,2	73,6	102,9	117,1	109,5
200 - 250	752	279,3	288,7	273,8	79,4	87,2	73,6	102,9	117,1	109,5
250 - 300	740	276,9	288,1	271,0	79,2	90,6	74,7	104,4	120,1	109,3
300 - 350	730	276,9	288,1	271,0	79,2	90,6	74,7	104,4	120,1	109,3
350 - 400	723	276,9	288,1	271,0	79,2	90,6	74,7	104,4	120,1	109,3
400 - 450	719	274,4	287,4	268,2	79,0	94,1	75,8	105,9	123,1	109,0
450 - 500	719	274,4	287,4	268,2	79,0	94,1	75,8	105,9	123,1	109,0
500 - 600	713	274,4	287,4	268,2	79,0	94,1	75,8	105,9	123,1	109,0
600 - 700	709	272,8	286,1	267,5	81,7	94,2	73,6	103,5	123,1	111,7
700 - 800	698	272,8	286,1	267,5	81,7	94,2	73,6	103,5	123,1	111,7
800 - 900	691	272,8	286,1	267,5	81,7	94,2	73,6	103,5	123,1	111,7

1.4016 Flansch

Tabelle A.4: Im Bohrloch-FE-Modell eingesetzte Streckgrenzen und Steifigkeitstensoren für Flansche aus 1.4016

Abstand zur Flanschoberseite [μm]	Streckgrenze [MPa]	Komponenten des Steifigkeitstensors [GPa]								
		C_{11}	C_{22}	C_{33}	C_{44}	C_{55}	C_{66}	C_{12}	C_{13}	C_{23}
0 - 25	979	286,5	296,0	280,4	75,2	83,5	69,0	97,0	113,7	104,7
25 - 50	940	285,9	295,1	278,1	76,7	85,1	69,4	97,6	115,8	106,6
50 - 100	880	281,2	290,1	272,2	79,4	87,4	71,0	99,9	117,9	109,5
100 - 150	843	275,4	282,8	267,0	87,8	89,5	74,1	104,1	119,4	112,1
150 - 200	815	271,9	278,3	264,9	83,7	90,9	76,6	106,9	120,4	114,0
200 - 250	793	270,9	277,0	264,7	84,5	91,2	77,8	108,1	120,6	114,6
250 - 300	774	270,8	276,7	265,2	84,5	90,8	78,3	108,6	120,1	114,5
300 - 350	759	271,0	277,0	266,1	84,0	89,7	78,5	108,7	119,4	113,9
350 - 400	748	271,6	277,6	267,0	82,9	89,5	78,2	108,5	119,2	113,2
400 - 450	740	272,1	279,0	267,3	82,0	89,9	77,6	108,0	119,5	112,3
450 - 500	735	272,4	280,9	267,4	81,3	91,0	76,5	107,0	120,3	115,6
500 - 600	727	272,5	282,9	267,3	80,9	92,1	75,4	105,4	121,4	111,0
600 - 700	721	271,8	282,1	267,1	81,0	92,3	76,0	106,0	121,5	111,1
700 - 800	716	270,0	280,6	267,0	81,1	92,4	77,7	107,7	121,6	111,2
800 - 950	712	266,1	276,4	265,9	81,1	92,6	81,1	111,5	121,7	111,5

A.4. Abschätzung der Temperaturen bei Laser-Wärmebehandlungen

Die bei Laser-Wärmebehandlungen auftretenden Temperaturverteilungen an der Oberfläche können bei Stählen durch die typischen Anlassfarben abgeschätzt werden. Hierbei werden die, zu den entsprechenden Farben, zuzuordnenden Temperaturen sowie deren Positionen innerhalb der Wärmeeinflusszone aufgenommen. Unterschiedliche Anlassfarben treten nur in einem Temperaturbereich zwischen 200 °C und etwa 350 °C auf. Bei höheren Temperaturen ist daher eine Extrapolation notwendig. Für die Laser-Wärmebehandlungen wurde eine typische Gauß-Verteilung der Temperaturen innerhalb der Wärmeeinflusszone angenommen. Durch Anfitzen von Gauß-Kurven an die Temperatur-Positions-Auftragungen wurden somit die Temperaturverläufe und maximalen Temperaturen abgeschätzt (siehe Abb. A.2). Aufgrund unterschiedlicher Wärmeabfuhrcharakteristika im Flansch (Richtung Flanschspitze vs. Richtung Spaltgrund) ist die Temperaturverteilung bei der Wärmebehandlung mit 65 mm/s sichtbar asymmetrisch. Hier wurden daher zwei sich überlagernde Gauß-Kurven angefitet.

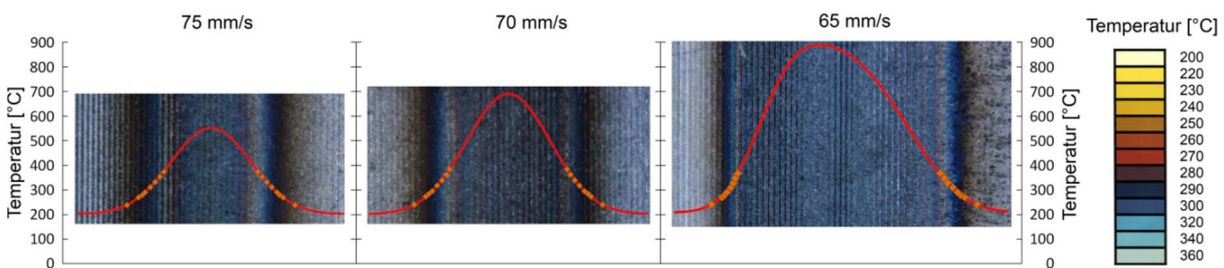


Abb. A.2: Anlassfarben und approximierte Wärmeverteilungskurven Laser-wärmebehandelter Flansche

A.5. Gefüge und Texturen in Flanschen aus ZStE500

Nachfolgend sind die IPF-Maps und ODF-Darstellungen der Texturen von EBSD-Messungen an jeweils einem Quer- einem Längs- und einem Flachschnitt in ca. 170 μm unter der Flanschoberseite eines Flansches aus ZStE500 aufgeführt.

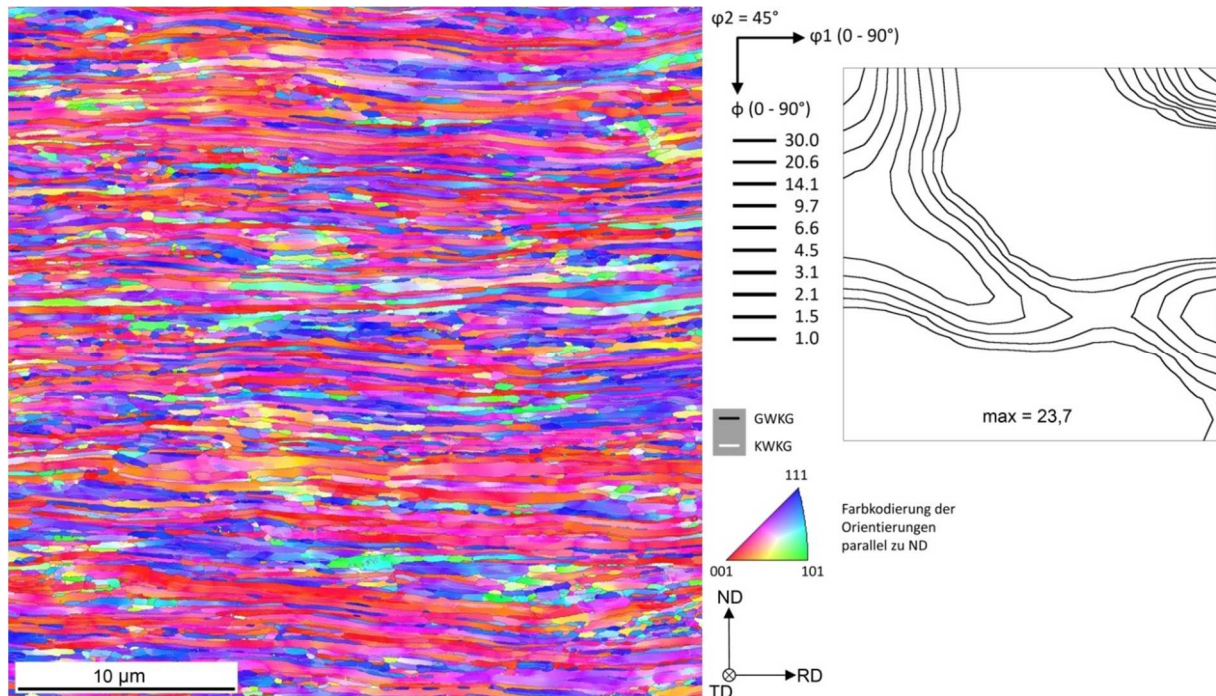


Abb. A.3: IPF-Darstellung des im Querschliff aufgenommenen Gefüges und dazugehöriger 45° - ϕ_2 -Schnitt der im Eulerraum dargestellten Orientierungsverteilungsfunktion

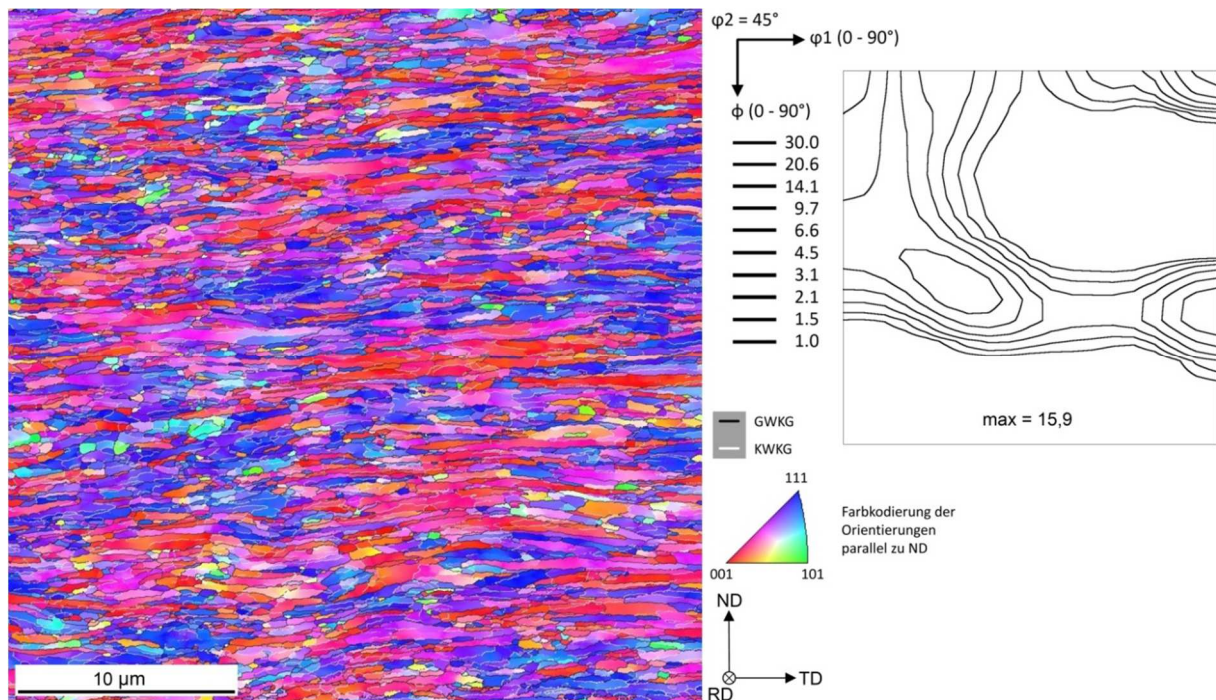


Abb. A.4: IPF-Darstellung des im Längsschliff aufgenommenen Gefüges und dazugehöriger 45° - ϕ_2 -Schnitt der im Eulerraum dargestellten Orientierungsverteilungsfunktion

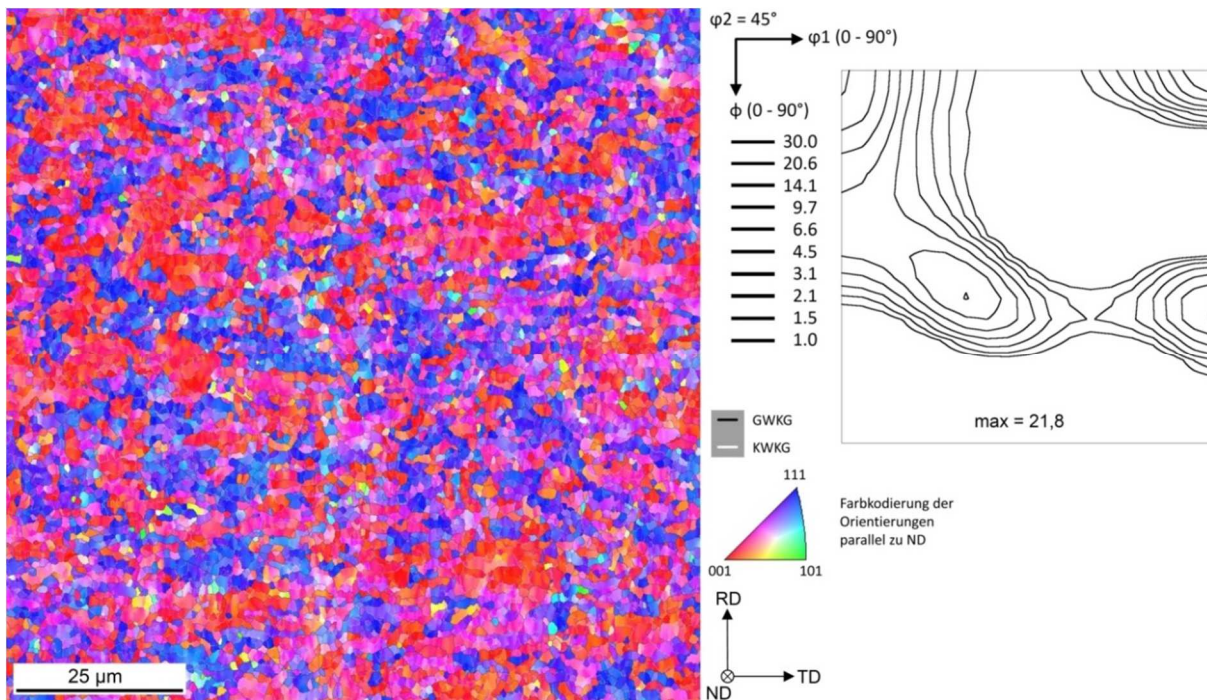


Abb. A.5: IPF-Darstellung des im Flatschliff aufgenommenen Gefüges und dazugehöriger 45°- ϕ_2 -Schnitt der im Eulerraum dargestellten Orientierungsverteilungsfunktion

Lebenslauf

Persönliche Angaben

Name	Jörn Niehuesbernd
Geburtsdatum	22.06.1984
Geburtsort	Offenbach a.M.
Staatsangehörigkeit	deutsch

Ausbildung

09/1990 – 06/1994	Wilhelm Busch Grundschule in Rodgau
09/1994 – 06/2000	Georg Büchner Schule (Gymnasium) in Rodgau
09/2000 – 06/2003	Claus-von-Stauffenberg Schule (Gymnasiale Oberstufe) in Rodgau; Abitur 06/2003
08/2003 – 06/2004	Zivildienst in der Kindertagesstätte 12 in Rodgau
10/2004 – 07/2011	Studium der Materialwissenschaft an der Technischen Universität Darmstadt mit Abschluss als Diplom Ingenieur

Beschäftigungsverhältnis, Promotion

02/2012– 03/2018	Wissenschaftlicher Mitarbeiter und Doktorand im Fachgebiet Physikalische Metallkunde des Fachbereichs Material- und Geowissenschaften an der Technischen Universität Darmstadt
------------------	--



Eidesstattliche Erklärung

Ich erkläre hiermit an Eides statt, dass ich meine Dissertation selbständig und nur mit den angegebenen Hilfsmitteln angefertigt habe. Ich habe zuvor noch keinen Promotionsversuch unternommen.

Darmstadt, den 10. Juli 2018



Danksagung

Die vorliegende Arbeit wurde im Zeitraum von Februar 2012 bis Juli 2018 am Fachgebiet Physikalische Metallkunde des Fachbereichs Material- und Geowissenschaften der Technischen Universität Darmstadt angefertigt. Sie entstand im Rahmen eines Teilprojekts des Sonderforschungsbereichs (SFB) 666 „Integrale Blechbauweisen höherer Verzweigungsordnung - Entwicklung, Fertigung, Bewertung“. Allen, die zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben, möchte ich an dieser Stelle meinen herzlichen Dank aussprechen, insbesondere:

Herrn Prof. Dr.-Ing. C. Müller für die engagierte Betreuung der Arbeit, die stetige fachliche und persönliche Unterstützung, das mir entgegengebrachte Vertrauen und die allzeitige Diskussionsbereitschaft;

Herrn Prof. Dr. W. Ensinger vom Fachgebiet Materialanalytik für die Übernahme des Koreferats;

Herrn Prof. Dr.-Ing. Dipl. Wirtsch.-Ing. P. Groche vom Institut für Produktionstechnik und Umformmaschinen der TU Darmstadt für die produktive Kooperation mit seinem Institut;

Herrn Dr.-Ing. E. Bruder für die Unterstützung und die richtungsweisenden Diskussionen, die wesentlich zum Gelingen der Arbeit beigetragen haben;

Frau C. Wasmund und Frau P. Neuhäusel für die Unterstützung bei der Probenpräparation und der Mikroskopie;

Herrn Dr.-Ing. M. Diehl für die gute Zusammenarbeit und die Durchführung der Simulationen an 2D- und 3D-FE-Gefügemodellen;

Allen Mitarbeitern der Physikalischen Metallkunde und allen Mitarbeitern des SFB 666 für die gute Zusammenarbeit und die sehr angenehme Arbeitsatmosphäre;

Meinen Eltern, für die fortwährende Unterstützung und den Rückhalt in jeder Situation.

